

Alma Mater Studiorum – Università di Bologna

**DOTTORATO DI RICERCA IN
MECCANICA E SCIENZE AVANZATE DELL'INGEGNERIA**

Ciclo XXVI

Settore Concorsuale di afferenza: 09/A3

Settore Scientifico disciplinare: ING-IND/21

**COMPORTAMENTO TRIBOLOGICO DI MATERIALI PER
COMPONENTI DI INTERESSE INDUSTRIALE:
FAILURE ANALYSIS E PROVE TRIBOLOGICHE
IN LABORATORIO**

Presentata da: Alessandro Marconi

Coordinatore Dottorato

Chiar.mo Prof. Vincenzo Parenti Castelli

Relatore

Chiar.ma Prof.ssa Lorella Ceschini

Co-relatore

Chiar.ma Prof.ssa Carla Martini

Esame finale anno 2014

INDICE ANALITICO

SOMMARIO

1. INTRODUZIONE

BIBLIOGRAFIA

ELENCO DELLE PUBBLICAZIONI

2. TRIBOLOGIA: ATTRITO E USURA

2.1. INTRODUZIONE

2.1.1. Tribologia dei materiali metallici

2.1.2. Tribologia dei materiali ceramici

2.1.3. Tribologia dei polimeri

2.2. CONDIZIONI DI CONTATTO E NATURA DELLE SUPERFICI

2.2.1. Tipologia di contatto

2.2.1.1. *Contatto conforme*

2.2.1.2. *Contatto non conforme*

2.2.2. Caratteristiche geometriche delle superfici

2.2.3. Area reale di contatto

2.3. L'ATTRITO

2.3.1. Origini dell'attrito

2.3.1.1. *Componente adesiva*

2.3.1.2. *Componente abrasiva*

2.3.2. Variabili d'influenza

2.3.2.1. *Carico*

2.3.2.2. *Velocità*

2.3.2.3. *Temperatura*

2.3.2.4. *Ambiente*

2.3.2.5. *Rugosità*

2.4. L'USURA

2.4.1. Processi e meccanismi di usura

2.4.2. Meccanismi di usura

2.4.2.1. *Usura adesiva*

2.4.2.2. *Usura tribossidativa*

2.4.2.3. *Usura abrasiva*

2.4.2.4. *Usura per fatica superficiale*

2.4.2.5. *Altri meccanismi di usura*

2.4.3. Usura per strisciamento a secco negli acciai

2.5. TRIBOLOGIA DELLE SUPERFICI RIVESTITE – COATINGS TRIBOLOGY

2.5.1. Fenomeni che influenzano l'attrito

2.5.1.1. *Durezza del rivestimento rispetto al substrato*

2.5.1.2. *Spessore del rivestimento*

2.5.1.3. *Rugosità superficiale*

2.5.1.4. *Detriti: durezza e dimensioni*

2.5.2. Usura: meccanismi tribologici macromeccanici

2.5.2.1. *Deformazione plastica*

2.5.2.2. *Usura adesiva e fatica*

2.5.2.3. *Graffiatura*

2.5.2.4. *Frattura del rivestimento*

2.5.2.5. *Frattura delle asperità*

2.5.3. Regole per la selezione dei rivestimenti antiattrito-antiusura

2.6. LUBRIFICAZIONE

BIBLIOGRAFIA

3. VALUTAZIONE DEL COMPORTAMENTO TRIBOLOGICO DI ACCIAI MICROLEGATI A MEDIO TENORE DI CARBONIO IN SOSTITUZIONE DEI TRADIZIONALI ACCIAI DA BONIFICA UTILIZZATI PER COMPONENTI MECCANICI DI MACCHINE MOVIMENTAZIONE TERRA

3.1. INTRODUZIONE

3.2. ACCIAI MICROLEGATI A MEDIO TENORE DI CARBONIO

3.2.1. Generalità

3.2.2. Trattamento termo-meccanico: laminazione controllata

3.2.2.1. Generalità sulla laminazione in controllo

3.2.2.2. Stadi della laminazione in controllo

3.2.2.3. Raffreddamento controllato

3.2.2.4. Effetti dei parametri di processo e della composizione chimica sulla microstruttura e sulle proprietà meccaniche

3.2.2.4.1. Effetti dei parametri di processo

3.2.2.4.2. Effetti della composizione chimica

3.3. METODI E MATERIALI

3.3.1. Acciaio da bonifica 35KB-2

3.3.2. Acciaio microlegato 30MnVS6

3.3.3. Acciaio microlegato Imamic ad alto tenore di Si

3.3.4. Prove tribologiche

3.3.4.1. Analisi del coefficiente d'attrito

3.3.4.2. Analisi del tasso di usura

3.4. RISULTATI SPERIMENTALI

3.4.1. Analisi microstrutturale: microscopia ottica

3.4.1.1. Acciaio microlegato 30MnVS6

3.4.1.2. Acciaio microlegato Imamic

3.4.2. Prove tribologiche

3.4.2.1. Coefficiente d'attrito

3.4.2.2. Tasso di Usura

3.4.2.3. Morfologia delle piste di usura

3.5. CONCLUSIONI

BIBLIOGRAFIA

4. COMPORTAMENTO TRIBOLOGICO DI MATERIALI PER MOTORI IDRAULICI: PROVE A BANCO, FAILURE ANALYSIS E PROVE TRIBOLOGICHE IN LABORATORIO

4.1. INTRODUZIONE

4.2. MOTORI IDRAULICI: DEFINIZIONE E FUNZIONE

4.3. FUNZIONAMENTO E PROBLEMATICHE DI CONTATTO

4.4. MATERIALI E METODI

4.4.1. Componenti e materiali del sistema tribologico

4.4.1.1. Cilindri telescopici

4.4.1.2. Albero rotante eccentrico

4.4.2. Indagini eseguite

4.4.3. Prove al banco

4.4.4. Failure analysis e caratterizzazione dei componenti usurati

4.4.4.1. Cilindri (20MnV6)

4.4.4.2. Albero eccentrico (36CrNiMo4)

4.4.5. Prove tribologiche

4.5. RISULTATI SPERIMENTALI

4.5.1. Caratterizzazione del materiale "non esercito"

4.5.1.1. Cilindri (20MnV6)

4.5.1.2. Albero eccentrico (36CrNiMo4)

4.5.2. Caratterizzazione del materiale usurato dopo prima prova al banco

4.5.2.1. Cilindri (20MnV6)

4.5.2.2. Albero eccentrico (36CrNiMo4)

4.5.3. Caratterizzazione del materiale usurato dopo seconda prova al banco

4.5.3.1. Cilindri (20MnV6)

4.5.3.2. Albero eccentrico (36CrNiMo4)

4.6. CONFRONTO RIASSUNTIVO

4.7. PROVE TRIBOLOGICHE

4.7.1. Durezza

4.7.2. Rugosità

4.7.3. Coefficiente d'attrito

4.7.4. Tassi di usura

4.7.5. Morfologia delle piste

4.7.5.1. Foto al microscopio stereo relative ai pattini

4.7.5.2. Immagini SEM e al microscopio multifocale relative al cilindro

4.8. VALUTAZIONE SOLUZIONE ALTERNATIVE

4.8.1. Introduzione e descrizione soluzioni alternative

4.8.2. Caratterizzazione dei rivestimenti

4.8.2.1. Microscopia ottica

4.8.2.2. Analisi SEM

4.8.3. Risultati Prove tribologiche

4.8.3.1. Prima modalità di prova

4.8.3.2. Seconda modalità di prova

4.8.4. Conclusioni

4.9. CONCLUSIONI

BIBLIOGRAFIA

5. TECNICHE INNOVATIVE DI MODIFICAZIONE SUPERFICIALE IN FUNZIONE TRIBOLOGICA PER L'ACCIAIO INOSSIDABILE AUSTENITICO AISI 316L

5.1. INTRODUZIONE

5.2. SOSTITUZIONE DEL RIVESTIMENTO DI CR A SPESSORE SU ACCIAIO AISI 316L IN CONTATTI DI STRISCIAMENTO IN MACCHINE AUTOMATICHE PER L'INDUSTRIA FARMACEUTICA: FAILURE ANALYSIS E PROVE TRIBOLOGICHE IN LABORATORIO SU MATERIALI ALTERNATIVI

5.2.1. Analisi del sistema tribologico

5.2.2. Indagini eseguite

5.2.3. Suddivisione in settori dei campioni analizzati

5.2.4. Risultati sperimentali

5.2.4.1. Caratterizzazione delle lamelle in AISI 301 nuove ed usurate

5.2.4.2. Osservazioni SEM sul bordo del terminale della lamella nuova ed usurata

5.2.4.3. Confronto e conclusioni sui risultati relativi alle lamelle usurate

5.2.4.4. Analisi sul disco di dosaggio nuovo

5.2.5. Resoconto Failure Analysis

5.2.6. Prove tribologiche

5.2.6.1. Materiale e metodi

5.2.6.2. Cenni sulla cementazione a bassa temperatura (Low Temperature Carburizing, LTC)

5.2.6.3. Risultati sperimentali soluzione A

5.2.6.3.1. Antagonista in Cr a spessore

5.2.6.3.2. Antagonista in acciaio cementato a bassa temperatura (LTC)

*5.2.6.3.3. Antagonista in AISI 316L + High Velocity Oxygen Fuel
WC(83%vol.) - CO(17%vol.)*

*5.2.6.3.4. Antagonista in AISI 316L Air Plasma Spray Al₂O₃(87%Vol.)
- TiO₂(13%Vol.)*

5.2.6.3.5. Confronto risultati soluzione A

5.2.6.4. *Risultati sperimentali soluzione B*

5.2.6.4.1. PTFE

5.2.6.4.2. HDPE

5.2.6.4.3. PEEK

5.2.6.4.4. Confronto risultati soluzione B

5.2.7. Conclusioni

**5.3. APPROFONDIMENTO DI TECNICHE INNOVATIVE DI
MODIFICAZIONE SUPERFICIALE DELL'ACCIAIO INOX AUSTENITICO
AISI 316L: TRATTAMENTO DI CEMENTAZIONE A BASSA T (LTC) E
TRATTAMENTO DUPLEX: LTC + RIVESTIMENTO DLC**

5.3.1. Introduzione

5.3.2. Cenni sui rivestimenti a base Carbonio

5.3.2.1. *Classificazione*

5.3.2.2. *Caratteristiche meccaniche*

5.3.2.3. *Tecniche di deposizione*

5.3.3. Metodi e materiali

5.3.4. Risultati sperimentali

5.3.4.1. *Morfologia e topografia delle superfici rivestite*

5.3.4.2. *Caratterizzazione dello strato cementato*

5.3.4.3. *Caratterizzazione del rivestimento a-C:H*

5.3.4.4. *Risultati delle prove tribologiche*

5.3.4.4.1. Misure di attrito ed usura contro antagonista cementato (LTC)

5.3.4.4.2. Misure di attrito ed usura contro antagonista non trattato

5.3.4.4.3. Comparazione dei risultati ottenuti contro i due antagonisti

5.3.4.4.4. Osservazione della morfologia delle piste di usura

5.3.4.4.5. Comparazione dei risultati ottenuti con altri campioni

5.3.5. Conclusioni

BIBLIOGRAFIA

RINGRAZIAMENTI

SOMMARIO

L'attività di ricerca sviluppata nella presente tesi di dottorato ha riguardato diversi sistemi tribologici complessi, di interesse industriale, per i quali sono stati individuati, con specifiche tecniche di *failure analysis*, i meccanismi di usura dominanti. Per ciascuno di essi sono state studiate soluzioni migliorative, sulla base di prove di laboratorio opportunamente selezionate per riprodurre i meccanismi di danneggiamento precedentemente identificati. La ricerca risulta di rilevanza industriale, poiché un approccio che tenga conto, magari già in fase di progettazione, dei principi di tribologia consentirebbe una significativa riduzione dei costi, soprattutto in termini di maggiore durata dei componenti e di risparmio energetico.

Nella realizzazione di maglie per macchine movimentazione terra, ad esempio, sono ampiamente utilizzati i tradizionali acciai da bonifica temprati ad induzione, per soddisfare a specifiche proprietà di resistenza ad usura. La possibilità di sostituire a questi acciai convenzionali, i nuovi microlegati a medio tenore di carbonio, consentirebbe una notevole semplificazione del ciclo produttivo, con conseguenti benefici in termini di produttività e costi. Una parte dell'attività di tesi ha dunque riguardato lo studio del comportamento tribologico di innovativi acciai microlegati a medio tenore di carbonio (30MnVS6 e ImamicTM ad alto contenuto di Si), mediante prove di strisciamento in assenza nominale di lubrificazione.

E' stato anche affrontato lo studio tribologico di componenti per motori idraulici a pistoncini radiali a colonna di fluido, con l'obiettivo di riuscire a migliorarne la resistenza ad usura e di conseguenza la vita utile. Sono state eseguite sia prove a banco, per valutare le problematiche tribologiche del motore e i principali meccanismi di usura, sia prove di laboratorio atte a riprodurre le reali condizioni di utilizzo, valutando tecniche di modificazione superficiale che fossero in grado di migliorare la resistenza all'usura della coppia tribologica analizzata. In particolare è stato analizzato il comportamento dell'accoppiamento attualmente utilizzato, tra acciaio cementato e rivestimento termospruzzato a base Ni, applicato con modalità Air Flame Spray (AFS). Sono state successivamente valutate diverse soluzioni alternative, come rivestimenti Air Plasma Spray (APS) a base Ni, Mo o Cu/Al e AFS a base Mo, che fossero in grado di ridurre il tasso di usura dei corpi a contatto.

Si sono infine caratterizzati contatti tribologici di interesse nel settore del packaging, dove l'utilizzo di acciai inossidabili austenitici è in alcuni casi obbligatorio. L'acciaio inossidabile AISI 316L è, ad esempio, ampiamente utilizzato in svariate applicazioni in cui siano richieste elevate resistenze alla corrosione, tuttavia la bassa durezza, che comporta una conseguente bassa resistenza all'usura, ne limitano l'impiego in campo tribologico. In tale ambito, è stata analizzata una problematica

tribologica relativa a macchine automatiche per il dosaggio di polveri farmaceutiche. Anche in questo caso, dopo aver identificato i meccanismi di usura dominanti, si sono studiate soluzioni alternative che hanno previsto sia la completa sostituzione dei materiali della coppia tribologica, sia l'individuazione di tecniche di modificazione superficiale innovative quali, ad esempio, la cementazione a bassa temperatura anche seguita dalla deposizione di un rivestimento di carbonio amorfo idrogenato a-C:H (*Diamond Like Carbon: DLC*).

CAPITOLO 1 - INTRODUZIONE

La tribologia, intesa come lo studio dell'attrito, dell'usura dei corpi e la lubrificazione, è una materia interdisciplinare che si avvale della competenza di fisici, chimici, ingegneri meccanici e di scienziati dei materiali o metallurgisti. Può essere quindi affrontata da differenti punti di vista. La tribologia è infatti definita come *“la scienza e la tecnologia delle interazioni tra superfici a contatto in moto relativo tra loro”*. Le superfici dei componenti svolgono quindi una funzione fondamentale, ed è proprio attraverso la superficie che il corpo interagisce con l'ambiente o con un altro corpo modificandosi dal punto di vista fisico, chimico e meccanico. Per questo, assumono un'estrema importanza le tecniche di modificazione superficiale mediante l'adozione di trattamenti diffusivi o tramite l'applicazione di rivestimenti funzionali che possano impedire le interazioni fisico-chimiche con l'ambiente o con altri corpi e che siano in grado di sopportare le sollecitazioni imposte.

L'analisi tribologica delle parti meccaniche a contatto risulta, quindi, uno strumento estremamente importante per ridurre attrito e usura e di conseguenza dei costi, soprattutto in termini di: manutenzione, interruzione degli impianti, maggiore durata dei componenti e risparmio energetico.

L'obiettivo principale di questa tesi di dottorato è quello di mettere in luce l'importanza di una corretta progettazione tribologica, in termini di attrito e tassi di usura, applicata a sistemi tribologici complessi di interesse industriale, in particolare:

- Maglie in acciaio per macchine movimentazione terra,
- Motori idraulici,
- Macchine automatiche per il dosaggio delle polveri farmaceutiche.

Nella realizzazione di maglie per macchine movimentazione terra sono, ad esempio, ampiamente utilizzati i tradizionali acciai da bonifica temprati ad induzione. Negli ultimi anni, molti articoli hanno dimostrato che gli acciai microlegati a medio tenore di carbonio sono in grado di sostituire in modo soddisfacente i convenzionali acciai da bonifica. Ciò che ha spinto lo sviluppo degli acciai microlegati è stata la necessità di ridurre i costi di produzione attraverso l'adozione di trattamenti termici semplificati e l'eliminazione dei processi di tempra e rinvenimento tipici degli acciai tradizionali. Gli acciai microlegati, sono, infatti, in grado di raggiungere elevate proprietà meccaniche grazie ad un trattamento termo-meccanico basato su un raffreddamento controllato dopo la deformazione a caldo [1-3]. Questa classe di acciai è stata ampiamente studiata dal punto di vista delle proprietà meccaniche e microstrutturali [4-7], ma non sono presenti in letteratura informazioni legate al comportamento tribologico.

Nell'accoppiamento tra maglie e relativo perno di fissaggio è di fondamentale importanza la risposta dei materiali in termini di tenacità e resistenza a snervamento. Ma un altro aspetto che entra in gioco in questa tipologia di accoppiamento è sicuramente una forte componente adesiva che si viene ad instaurare durante tra i due corpi a contatto. Per questo l'obiettivo di questo lavoro è stato quello di studiare il comportamento tribologico di acciai microlegati a medio tenore di carbonio (ImamicTM e 30MnVS6) in confronto all'acciaio da bonifica 35KB-2, mediante prove di strisciamento in assenza nominale di lubrificazione.

I motori idraulici a pistoncini radiali, che trasmettono la forza all'albero motore per mezzo di una colonna d'olio in pressione sono ampiamente utilizzati in applicazioni dove sono richieste basse velocità di rotazione e coppie elevate [8,9]. Questi motori comprendono diversi componenti in movimento con contatti di strisciamento e rotolamento [10], che possono essere migliorati in termini di comportamento tribologico. In particolare, i componenti in acciaio, come l'albero rotante, sono soggetti ad usura, a causa dello strisciamento contro i cilindri telescopici contenenti la colonna d'olio, e la formazione di solchi di usura su entrambe le superfici in contatto porta a perdite di olio e alla conseguente diminuzione della velocità di rotazione. La durata del motore può quindi essere migliorata con l'utilizzo di tecniche di modificazione superficiale, come la deposizione di rivestimenti Thermal spray, per applicazioni in cui è presente un'usura adesiva/abrasiva [11], sull'albero rotante e/o trattamenti termochimici, come la cementazione per l'antagonista in acciaio [12]. Il presente lavoro mira, quindi, alla selezione di possibili candidati tra una serie di differenti rivestimenti Thermal spray, in termini di modalità di applicazione (AFS o APS) e natura della lega metallica depositata (base Ni, Mo o Cu/Al), per il miglioramento del comportamento tribologico del sistema cilindro telescopico/albero rotante. Per questo scopo, sono stati indagati i principali meccanismi di usura coinvolti durante lo strisciamento tra i corpi a contatto mediante prove al banco e successive prove di strisciamento a secco in laboratorio.

Gli acciai inossidabili austenitici, come l'AISI 316L, sono ampiamente usati nell'industria farmaceutica per componenti quali pompe e distributori. Tuttavia, le ridotte proprietà meccaniche, in particolare la bassa durezza che comporta bassa resistenza all'usura, ne limitano l'impiego in campo tribologico, e richiedono quindi l'utilizzo di rivestimenti o tecniche di indurimento superficiale [13]. Tra i rivestimenti, l'elettrodeposizione di uno strato di cromo è ampiamente utilizzata per migliorare il comportamento tribologico di questi materiali [14]. Tuttavia, il cromo a spessore è oggi riconosciuto come una delle principali fonti di inquinamento ambientale e quindi sono attualmente studiate diverse soluzioni alternative per la sua sostituzione. Nel presente lavoro, diverse alternative sono confrontate, in merito al contatto strisciante tra l'acciaio inossidabile AISI

301 vs AISI 316L rivestito con cromo a spessore, in componenti di macchine automatiche per il dosaggio di polveri farmaceutiche.

I rivestimenti Thermal Spray sono ampiamente riconosciuti come una delle principali soluzioni per la difficile sostituzione del Cr [15,16]. In particolare, i processi HVOF (High Velocity Oxy Fuel) producono strati estremamente densi, a causa della elevata velocità delle particelle spruzzate [17] e sono preferiti per la produzione di rivestimenti contenenti WC, come WC- 17Co, garantendo rivestimenti più duri e resistenti all'usura rispetto ad altri processi Thermal spray [18]. Un'altra soluzione interessante per applicazioni che richiedono alta resistenza all'usura nei contatti di strisciamento sono i rivestimenti APS Al_2O_3 - 13TiO_2 [19,20].

D'altra parte, anche il trattamento di diffusione di cementazione a bassa temperature (*Low Temperature Carburizing: LTC*) rappresenta una soluzione interessante per migliorare il comportamento tribologico di acciai inossidabili austenitici. Il trattamento LTC aumenta significativamente la loro durezza superficiale, a causa della formazione di austenite soprassatura in carbonio, senza influenzare negativamente la resistenza alla corrosione, e per questo motivo viene spesso applicato a componenti in acciaio inossidabile austenitico coinvolti in contatti striscianti [21,22]. Con un approccio completamente diverso, anche l'uso di materiali polimerici è stato preso in considerazione per migliorare il comportamento tribologico dei componenti analizzati. Per il loro basso attrito, i polimeri biocompatibili come PTFE e UHMWPE sono stati presi in considerazione come alternativa all'acciaio AISI 301, mentre il PEEK è stato selezionato a causa della sua elevata resistenza all'usura [23].

Tuttavia, il trattamento LTC non contribuisce alla riduzione del coefficiente di attrito nei contatti acciaio su acciaio [24], che hanno luogo in molte applicazioni tribologiche che prevedono parti trattate LTC. Pertanto, la deposizione PA-CVD di un sottile strato di carbonio amorfo idrogenato (a-C:H), sul trattamento LTC eseguito sull'acciaio AISI 316L, è stato considerato con lo scopo di ridurre non solo il tasso di usura, ma anche il coefficiente d'attrito nei contatti di strisciamento. I rivestimenti *Diamond-Like Carbon* (DLC) o, più in particolare, a-C:H secondo la classificazione da normativa VDI2840 [25] combinano un basso attrito ed elevata resistenza ad usura mediante il controllo del rapporto di ibridazione sp^2 e sp^3 del carbonio (proprietà simili al diamante, in termini di durezza e rigidità, derivano da legami sp^3 fortemente interconnessi [26]), nonché dalla presenza di elementi aggiuntivi quali idrogeno, silicio o metalli dopanti [27]. Questi rivestimenti garantiscono prestazioni migliori, in termini di resistenza all'usura, se depositati su un substrato duro [28]. Per questo, è stata valutata l'influenza dello strato LTC sulla capacità dell'acciaio AISI 316L di supportare il sistema Duplex (LTC+DLC), confrontando il comportamento tribologico del

rivestimento a-C:H depositato sia sull'acciaio trattato LTC o direttamente sull'acciaio AISI 316L non trattato. Infine, è stata valutata l'influenza sul comportamento tribologico del trattamento LTC se applicato anche al materiale antagonista.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Matlock DK, Krauss G, Speer JG. *New Microalloyed Steel Applications for the Automotive Sector*. Mat Sci For 2005; 500-501: 87-96
- [2] Jahazi M, Eghbali B. *The influence of hot forging condition on the microstructure and mechanical properties of two microalloyed steels*. J Mater Process Technol 2001; 113: 594–598.
- [3] Zhang X, Cai Q, Zhou G, Chen Q, Xiong Y. *Microstructure and mechanical properties of V–Ti–N microalloyed steel used for fracture splitting connecting rod*. J. Mater. Sci. 2011; 46 (6): 1789-1795.
- [4] Matlock DK, Krauss G, Speer JG. *Microstructures and properties of direct-cooled microalloy forging steels*. J Mater Process Technol 2001; 117: 324–328.
- [5] Gonzalez-Baquet I, Kaspar R, Richter J. *Conditioning of austenite by hot working of microalloyed forging steels*. Steel Res 1997; 68 (2): 61–66.
- [6] Rasouli D, Khameneh Asl Sh, Akbarzadeh A, Daneshi GH. *Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of microalloyed forging steel*. J Mater Process Technol 2008; 206: 92–98.
- [7] Ollilainen V, Kasprzak W, Holappa L. *The effect of silicon, vanadium and nitrogen on the microstructure and hardness of air cooled medium carbon low alloy steels*. J Mater Process Technol 2002; 134: 405-412.
- [8] U.I. Sjödin, U.L.O. Olofsson, *Initial sliding wear on piston rings in a radial piston hydraulic motor*, Wear 254 (2003) 1208–1215
- [9] U.I. Sjödin, U.L.O. Olofsson, *Experimental study of wear interaction between piston ring and piston groove in a radial piston hydraulic motor*, Wear 257 (2004) 1281–1287
- [10] D. Nilsson, P. Isaksson, B. Prakash, *Effects of area ratio and nature of surfaces on scuffing in lubricated contacts*, J. Engineering Tribology 223 (2009) 445-455
- [11] B.A. Kushner and E.R. Novinski, *Thermal Spray Coatings, Friction, Lubrication, and Wear Technology*, Vol 18, ASM Handbook, ASM International, 1992, p 829–833

- [12] C.A. Stickels, *Gas Carburizing of Steels, Heat Treating*, Vol 4, ASM Handbook, ASM International, 1991, p 312–324
- [13] Peckner D., Bernstein I.M., “*Handbook of Stainless Steels*”, Mc Graw-Hill, New York: 1997.
- [14] Davis, J.R., “*Surface Engineering of Stainless Steels*”, ASM Metals Handbook, Vol. 5, 1994, 757-761.
- [15] P. Droit, Y. Naerheim, C. Coddet, *Effects of thermal spray process selection on the tribological performances of WC/Co and Al₂O₃/TiO₂ coatings*, Surface Engineering 11 (1) (1995) 66–70.
- [16] Nascimento M.P., Souza R.C., Miguel I.M., Pigatin W.L., Voorwald H.J.C., “*Effects of tungsten carbide thermal spray coating by HP-HVOF and hard chromium electroplating on AISI 4340 high strength steel*”, Surface and Coatings Technology 138 (2001) 113-124.
- [17] Thermal spray technology Handbook, ASM
- [18] Dorfman M.R., Kushner B.A., Nerz J., Rotolico A.J., “*A technical assessment of high velocity oxygen-fuel vs. high energy plasma tungsten carbide–cobalt coatings for wear resistance*”, Thermal Spray, Vol. 108, The Welding Institute, London, UK, June 1989, pp. 1–12.
- [19] Normand B., Fervel V., Coddet C., Nikitine V., “*Tribological properties of plasma sprayed alumina–titania coatings: role and control of the microstructure*”, Surface and Coatings Technology 123 (2000) 278–287.
- [20] Giolli C., Turbil M., Rizzi G., Rosso M., Scrivani A., “*Wear Resistance Improvement of Small Dimension Invar Massive Molds for CFRP Components*”, Journal of Thermal Spray Technology 18(4) (2009) 652-664.
- [21] Bell T., “*Surface engineering of stainless steel*”, Surface Engineering, Vol. 18, No. 6, (2002), 415-422.
- [22] Ceschini L., Chiavari C., Lanzoni E., Martini C., “*Low-temperature carburised AISI 316L austenitic stainless steel: Wear and corrosion behaviour*”, Materials and Design 38 (2012) 154–160.

- [23] Holmberg K., Matthews A., “*Coatings Tribology. Properties, Mechanisms, Techniques and Applications in Surface Engineering*”, 2nd ed., Elsevier, Amsterdam, 2009.
- [24] P.J. Blau, B.C. Jolly, *Tribological properties of stainless steels treated by colossal carbon supersaturation*, Wear 263 (2007) 719–726 263 (2007).
- [25] Verein Deutscher Ingenieure, VDI2840, Kohlenstoffschichten Grundlagen, Schichttypen und Eigenschaften 2005.
- [26] S. Neuville, A. Matthews, *A perspective on the optimization of hard carbon and related coating for engineering applications*, Thin Solid Films 515(2007) 6619–6653.
- [27] J. Robertson, *Classification of Diamond-like Carbons*, in: C. Donnet, A. Erdemir (Eds.), *Tribology of Diamond-like Carbon Films, Fundamentals and Applications*, Springer, New York, 2009, pp.13–23.
- [28] R.P.C.C. Statuti, P.A. Radi, L.V. Santos, V.J. Trava-Airoldi, *A tribological study of the hybrid lubrication of DLC films with oil and water*, Wear 267 (2009) 1208–1213.

ELENCO DELLE PUBBLICAZIONI

- ✓ Marconi A., L. Ceschini, A. Morri, C. Martini, A. Di Schino. *Tensile and impact behaviour of a microalloyed medium carbon steel: effect of the cooling condition and corresponding microstructure*. Materials and Design 45 (2013) 171–178.
- ✓ D. Croccolo, M. De Agostinis, N. Vincenzi, L. Ceschini, Al. Morri, A. Marconi. *Interference fit effect on improving fatigue life of a holed single plate*. Fatigue and Fracture of E Materials and Structures 36 (7) , pp. 689-698
- ✓ L. Ceschini, A. Marconi, C. Martini, Al. Morri. *Tribological behavior on components of hydraulic motors: Bench test, failure analysis and dry sliding wear tests*. Wear 305 (1-2) , pp. 238-247
- ✓ L. Ceschini, A. Marconi, C. Martini, R. Montanari, N. Ucciardello. *AISI 316L carbocementato a bassa temperatura: studio del comportamento tribologico in condizioni di strisciamento a secco*. Metallurgia Italiana 105 (2) , pp. 21-32.
- ✓ I. Boromei, L. Ceschini, A. Marconi, C. Martini. *A Duplex Treatment for Improving the Sliding Behaviour of AISI 316L: Low-Temperature Carburizing with a DLC (a-C:H) Topcoat*. Wear 302 (1-2) , pp. 899-908
- ✓ L. Ceschini, C. Chiavari, A. Marconi, C. Martini. *Effect of the countermaterial on the dry sliding friction and wear behaviour of low temperature carburised AISI 316L steel*. Tribology International 67 , pp. 36-43
- ✓ L. Ceschini, A. Marconi, C. Martini. *Replacement of Hard Cr on AISI 316L Steel in sliding contacts for the Pharmaceutical Industry: Failure analysis and dry sliding tests*. World Tribology Congress 2013 Torino, Italy, September 8 – 13, 2013

CAPITOLO 2 - TRIBOLOGIA: ATTRITO E USURA

2.1 INTRODUZIONE

GOD made solids, but surfaces were the work of the DEVIL Wolfgang Pauli (1900-1958).

Il movimento di una superficie solida su un'altra è di fondamentale importanza per il funzionamento di molti tipi di meccanismi. La tribologia (dal greco “tribos” che significa “sfregamento”) è definita come “la scienza e la tecnologia delle interazioni tra superfici a contatto in moto relativo, sotto carico”, e tratta quindi tutti gli aspetti inerenti allo studio dei fenomeni di attrito, lubrificazione e usura. Questo approccio risulta di fondamentale importanza nell'ambito industriale. L'attrito è una “forza resistente dovuta all'interazione tra due superfici a contatto”; esso comporta la perdita di energia (10-30% dell'energia prodotta) che viene dissipata sotto forma di calore e, quindi, una perdita di rendimento. Si definisce usura “il danneggiamento di una superficie solida, che generalmente implica la perdita progressiva di materiale, dovuto al movimento relativo tra quella superficie e una o più sostanze a contatto”. L'usura comporta, quindi, in generale la perdita di materiale o semplicemente il danneggiamento superficiale del componente, con conseguente malfunzionamento dello stesso fino al sopraggiungere della rottura, con notevoli ripercussioni sui consumi e sui costi. Si stima infatti che una progettazione “tribologica” comporterebbe un risparmio di 1-4% del PIL di un paese industrializzato. Questo perché una riduzione dell'attrito e dell'usura porta ad una sostanziale riduzione dei costi soprattutto in termini di: manutenzione, interruzione degli impianti, maggiore durata dei componenti e risparmio di energia (fig. 2.1).

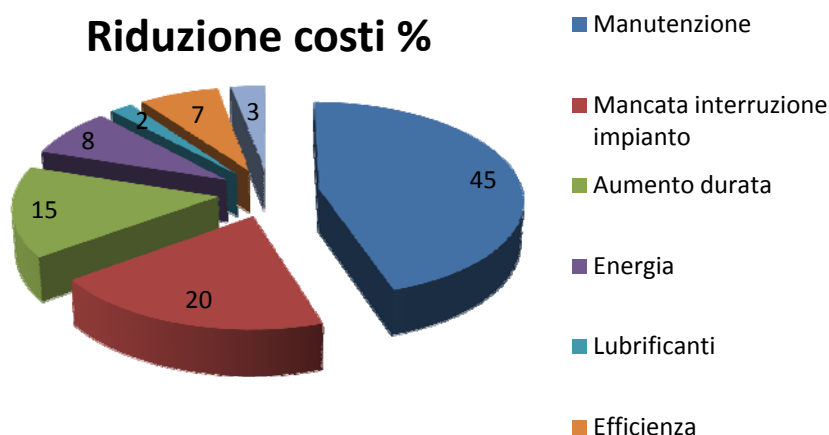


Fig. 2.1 – Influenza di attrito e usura sulla riduzione dei costi.

Si definisce “TRIBOSISTEMA” il sistema costituito da due corpi a contatto, in moto relativo, con un eventuale terzo corpo interposto, posto in un ambiente definito. In ambito ingegneristico si possono individuare numerosi tribosistemi: per la trasmissione di moto, forze ed energia (cuscinetti, giunti, ingranaggi, frizioni, etc.), per il trasporto e controllo di materia (tubazioni, ruota/rotaia, pneumatico/strada, etc.) e per lo stampaggio, la lavorazione e il taglio di materiali (utensili, stampi, etc.). Quando si studia un qualsiasi sistema tribologico, anche complesso, è necessario individuarne la struttura elementare, ovvero il cosiddetto “sistema tribologico” (fig. 2.2), costituito da:

- ✓ i due **corpi a contatto**, sotto carico ed in moto relativo, (**triboelementi 1 e 2**)
- ✓ l’eventuale **elemento interfacciale (3)**,
- ✓ l’ **ambiente** in cui sono posti (**4**).

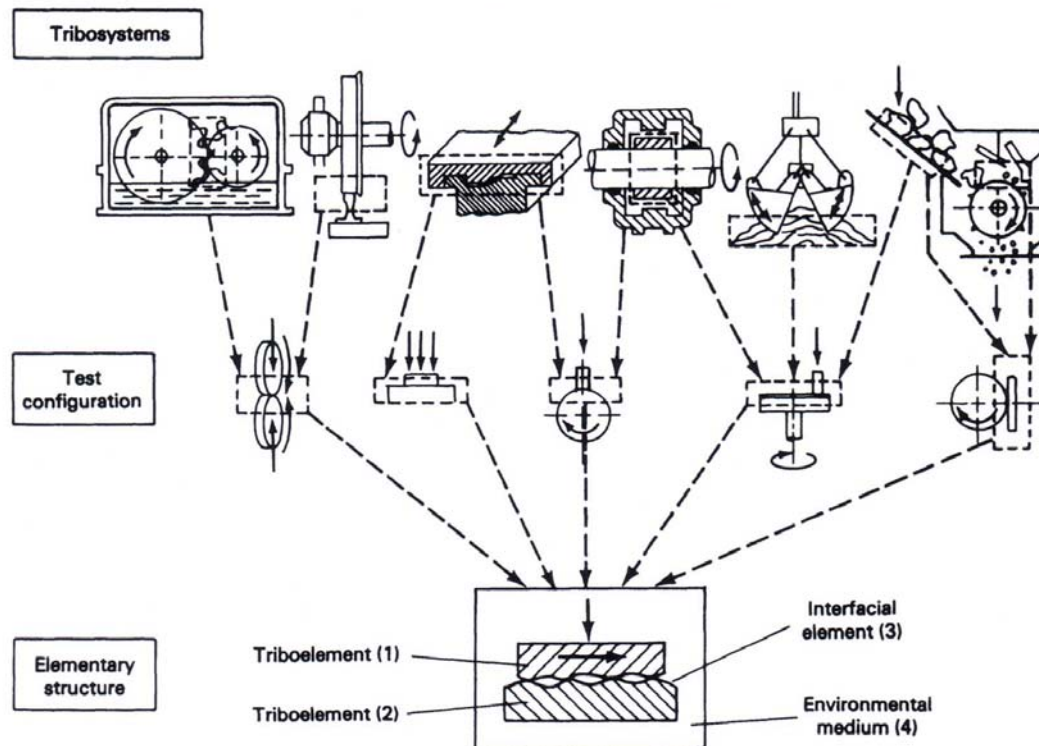


Fig. 2.2 – semplificazione del sistema tribologico

Un tribosistema dissipa energia per attrito e, in generale, subisce perdita di materia sotto forma di frammenti, con conseguenti danneggiamenti superficiali o rotture, dando luogo al fenomeno dell’usura.

Sia l’attrito che l’usura non sono proprietà intrinseche del materiale, ma sono caratteristiche del sistema tribologico. Non si può parlare di coefficiente d’attrito di un materiale, bensì di coefficiente d’attrito della coppia tribologica, che dipenderà quindi dalla natura dei materiali a contatto, dalla geometria di contatto, dall’eventuale regime di lubrificazione, dall’ambiente in cui si trova ad operare.

Diversi sono i parametri che influenzano il comportamento di un sistema tribologico: occorre tenere conto del tipo di moto relativo tra i componenti, dell'eventuale presenza ed entità di un film idrodinamicamente portante di olio in pressione, della presenza di particelle inquinanti, del tipo di materiali a contatto (in termini di proprietà meccaniche, chimico-fisiche e microstrutturali), della forma e delle condizioni superficiali dei triboelementi. Altrettanto importanti sono poi la temperatura, la velocità relativa ed il carico specifico.

2.1.1 Tribologia dei materiali metallici

I metalli perfettamente puliti aderiscono fortemente tra loro a causa dell'alta energia libera superficiale. Il coefficiente di adesione, inteso come rapporto tra lo sforzo tangenziale necessario a rompere la giunzione e la pressione ad essa normale, è più alto nei metalli a struttura CFC che in quelli a struttura EC, a causa della maggiore plasticità e diminuisce al crescere della durezza. In linea di massima, due metalli uguali o metallurgicamente compatibili, cioè facilmente solubili in fase solida, aderiscono più fortemente tra loro ed è quindi sconsigliabile accoppiarli in un contatto strisciante. Ci sono tuttavia delle eccezioni a questa regola ed anche metalli praticamente insolubili tra loro (es. Ag/Fe e Pb/Fe) possono avere una spiccata tendenza all'adesione; questo dimostra che la reciproca solubilità non è l'unico fattore di controllo. Il coefficiente d'attrito tra due leghe è di norma inferiore a quello tra i corrispondenti metalli puri. Nello strisciamento contro acciaio, alcune leghe come, per esempio, l'ottone al Pb e la ghisa grigia, mostrano un coefficiente d'attrito particolarmente basso; la ragione è che la fase dispersa in questi materiali (rispettivamente Pb e grafite) tende a spalmarsi sulla superficie di strisciamento formando una pellicola superficiale di bassa resistenza a taglio. Nello strisciamento sotto vuoto, μ può raggiungere valori eccezionalmente elevati (fino a 10 e oltre) e l'accoppiamento è suscettibile di grippaggio. Nello strisciamento in ambiente di O₂ (Fig.1.8) o in aria, μ si mantiene su valori molto inferiori (tipicamente tra 0.5 e 1.5) e, in ampi intervalli del carico e della velocità relativa, l'usura non è particolarmente severa. Questo regime di basso attrito e usura moderata è dovuto alla continua presenza di una pellicola di ossido naturale di spessore variabile tra 1 e 10nm, che impedisce i contatti metallo/metallo e ne limita l'estensione nel corso dello strisciamento; la resistenza a taglio della pellicola di ossido è quasi sempre inferiore a quella del metallo base. Se questa pellicola viene distrutta o/e non ha la possibilità di rigenerarsi, i contatti metallo/metallo vengono ripristinati e il coefficiente d'attrito sale rapidamente; questa transizione è comune a tutti i metalli anche se non sempre evidente come nel caso di Cu fatto strisciare contro se stesso.

2.1.2 Tribologia dei materiali ceramici

L'energia superficiale dei materiali ceramici è confrontabile con quella di un metallo; tuttavia, anche in presenza di notevoli forze di adesione, il coefficiente d'attrito nello strisciamento reciproco è tendenzialmente più basso ($0.25 \div 0.8$) perché il contatto tra le asperità superficiali è essenzialmente elastico e, di conseguenza, l'area reale di contatto è molto più ristretta. Inoltre, sia il coefficiente d'attrito che l'usura relativa sono più bassi in aria che sotto vuoto o in gas inerte e dipendono molto dal grado di umidità. Questi effetti sono la conseguenza di reazioni tribochimiche superficiali; in aria, tutti i ceramici come, per esempio, Si_3N_4 , SiC , TiN e TiC , si ossidano e gli ossidi come Al_2O_3 e ZrO_2 reagiscono con H_2O formando una sottile ($\approx 0.3\mu\text{m}$) pellicola idratata. In generale, queste pellicole sono più tenere del sostrato e abbassano quindi la resistenza a taglio delle giunzioni. Anche le proprietà tribologiche di C diamante sono molto sensibili all'ambiente; infatti, passando dal vuoto all'aria, il coefficiente d'attrito nello strisciamento contro se stesso scende da valori piuttosto elevati a valori compresi tra 0.01 e 0.1; in questo caso, tuttavia, tale diminuzione viene attribuita non a pellicole di reazione ma a pellicole di adsorbimento. Alcuni solidi a struttura lamellare come C grafite e MoS_2 sono caratterizzati da un coefficiente d'attrito particolarmente basso e vengono quindi utilizzati come lubrificanti a secco, specie nelle applicazioni in cui non è possibile la lubrificazione fluida (es. nello spazio); in questo caso, la bassa resistenza a taglio è dovuta alla debole forza dei legami interplanari. Ancora una volta, il coefficiente d'attrito è influenzato da fattori ambientali; in aria, per esempio, C grafite ha un coefficiente d'attrito 10 volte inferiore che sotto vuoto, perché O_2 , H_2O e altre specie condensabili vengono adsorbite sui bordi delle lamelle abbassandone l'energia e facilitandone quindi lo scorrimento. Al contrario di C grafite, MoS_2 ha un coefficiente d'attrito più basso sotto vuoto o in ambiente secco; in questo caso, si ammette che lo scorrimento sia reso più difficile dall'assorbimento di H_2O negli spazi interlamellari.

2.1.3 Tribologia dei materiali polimerici

L'adesione tra due polimeri o tra un polimero ed un altro materiale si fonda su legami di tipo secondario ed è quindi tendenzialmente bassa. Tuttavia, a causa del basso rapporto tra E (modulo elastico) e H (durezza), il contatto è prevalentemente elastico e la componente di deformazione può essere più importante di quella adesiva; inoltre, il coefficiente d'attrito è molto influenzato dal carico, dalla velocità di strisciamento e dalla T . Avendo anche una bassa energia di coesione, un polimero viene facilmente usurato da un materiale più duro e i relativi frammenti possono restare intrappolati sulla superficie antagonista fino a formare un vero e proprio strato di trasferimento. In queste condizioni, l'accoppiamento iniziale viene modificato e il polimero comincia a strisciare

contro se stesso. Su questo fenomeno si basa, per esempio, la lubrificazione a secco con PTFE che, applicato come rivestimento o utilizzato in forma di composito, può portare il coefficiente d'attrito al di sotto di 0.1. Due polimeri, il PE ad alta densità (HDPE) e il politetrafluoroetilene (PTFE) mostrano un coefficiente d'attrito molto più basso degli altri polimeri e trovano per questo larga applicazione come lubrificanti solidi e come cuscinetti. Essi sono costituiti da macromolecole lineari non ramificate e sono altamente cristallini. Benché essi formino degli strati di trasferimento su un antagonista duro, il successivo strisciamento tende a localizzarsi all'interfaccia tra il polimero e lo strato di trasferimento, determinando basse velocità di usura. Il coefficiente di attrito iniziale non è particolarmente basso ($\mu=0.2\div0.3$) e lo strato di trasferimento diventa molto più sottile e contiene delle macromolecole fortemente allineate in direzione parallela a quella di strisciamento; se il pattino antagonista viene orientato a 90° rispetto alla direzione di strisciamento, il valore di μ cresce notevolmente.

Il comportamento tribologico dei materiali metallici può essere sensibilmente migliorato, in termini di resistenza ad usura, mediante trattamenti superficiali o rivestimenti duri. La durezza dipende non solo dalla composizione, ma anche dalla microstruttura e quindi ad esempio dalla dimensione dei grani e/o di precipitati o fasi disperse. È noto infatti che essa cresce al diminuire delle dimensioni dei grani e al crescere della finezza di eventuali precipitati. Le tecniche di ingegneria delle superfici hanno attualmente numerose possibilità per controllare questi parametri ed è pertanto relativamente facile produrre strati superficiali e rivestimenti nanostrutturati.

Ad esempio, la zona corticale di un acciaio a basso tenore di C può essere nanostrutturata con processi di tipo termo-meccanico (pallinatura ad ultrasuoni, attrito meccanico, etc.). Gli incrementi di durezza che ne derivano sono apprezzabili ma non raggiungono i valori tipici dell'impiantazione ionica; inoltre, essi si limitano a profondità dell'ordine di 10-15 μm , nettamente inferiori a quelle proprie di un trattamento termochimico. Variando la composizione dei bagni o/e le condizioni di deposizione, è possibile depositare dei rivestimenti di Ni o sue leghe, con cristalli di dimensioni variabili da qualche μm a poche decine di nm; la durezza di questi rivestimenti cresce al diminuire delle dimensioni dei grani.

Nei rivestimenti di lega Ni-P depositati per via chimica o elettrochimica la durezza può essere incrementata anche facendo precipitare all'interno della matrice metallica delle finissime particelle di Ni_xP_y . Con questo tipo di rinforzo, realizzabile con un semplice trattamento termico, la resistenza all'usura di questi rivestimenti si avvicina a quella del Cr a spessore, almeno nelle applicazioni meno severe.

Un ulteriore passo avanti per migliorarne la competitività è la codeposizione di particelle ceramiche (es. SiC) in modo da ottenere un rivestimento composito; in questo caso, le particelle disperse contrastano l'usura agendo soprattutto come elementi di supporto del carico più che di indurimento della matrice metallica. D'altra parte, è difficile mantenere in sospensione e codepositare individualmente delle particelle di dimensioni inferiori a qualche μm .

Operando con corrente pulsata, è possibile depositare un rivestimento a strati alternati di diversi metalli o di una lega di diversa composizione. In molti casi, la durezza e la resistenza all'usura di questi rivestimenti crescono al diminuire del periodo λ del multistrato, specie al di sotto di 40-50nm, quando gli strati adiacenti possono entrare in relazione sinergica.

Allo stato attuale, i principali candidati a sostituire il Cr a spessore nelle applicazioni più severe sono i rivestimenti WC-Co depositati per spruzzatura termica. Tutte le prove effettuate nelle più diverse condizioni confermano che il comportamento tribologico di questi rivestimenti migliora al diminuire delle dimensioni dei grani lamellari. C'è tuttavia un limite pratico a queste dimensioni; è infatti molto difficile produrre delle particelle nanometriche ed, essendo queste molto reattive, è quasi inevitabile che il rivestimento contenga delle fasi indesiderate. Ciò nonostante, le tecniche di spruzzatura a plasma sotto vuoto o a HVOF consentono di depositare a costi accettabili dei rivestimenti WC-Co quasi-nanostrutturati.

I rivestimenti depositati da fase vapore ed, in particolare, i rivestimenti ceramici PVD antiusura non hanno questo tipo di limitazioni; essi, infatti, sono intrinsecamente nanostrutturati, dal momento che le condizioni di deposizione vengono regolate in maniera tale da ottenere microstrutture di questo tipo. In questo caso, più che alle ridotte dimensioni dei cristalli, l'elevata durezza di un rivestimento monolitico sembra dovuta ad un alto livello di tensioni residue e ad un'elevata concentrazione di difetti reticolari.

Dove la microstruttura assume un ruolo primario sono invece i rivestimenti compositi e multistrato, sviluppati allo scopo di ottimizzare ciascuna delle proprietà essenziali ai fini del comportamento tribologico. Così, un sottile interstrato metallico serve a migliorare l'adesione, uno o più strati intermedi ad affinare la struttura ed aumentare la tenacità ed un eventuale strato esterno a struttura lamellare ad abbassare il coefficiente d'attrito.

Ancora più strettamente legato alla microstruttura è il comportamento dei rivestimenti Me-DLC e i super-reticoli a base di nitruri. Nei primi la presenza di nanoparticelle o nanostrati metallici fa diminuire la durezza della matrice DLC e ne accresce la tenacità, rendendola compatibile con i sostrati metallici; nei secondi l'alternanza di strati isotrutturati a diversi valori del parametro

reticolare e del modulo elastico produce un forte incremento di durezza, con picchi dell'ordine di 50-60 GPa, quando il periodo di deposizione λ è compreso tra 4 e 6 nm.

Alcuni di questi rivestimenti sono già una realtà industriale ed è lecito attendersi che altre configurazioni si affaccino ben presto sul mercato, per rispondere alle sempre più diversificate esigenze tribologiche dell'utensileria e della componentistica meccanica.

La tecnica più efficace per contrastare l'attrito è la lubrificazione, cioè l'interposizione di una pellicola fluida tra le due superfici in moto relativo; se lo spessore di questa pellicola è superiore all'altezza delle asperità più sporgenti, i due materiali non vengono a contatto e l'usura è praticamente nulla. Questo regime, detto di lubrificazione idrodinamica, si realizza solo in un tribosistema chiuso con il fluido sotto pressione: più in generale, la pellicola fluida è sottile o/e discontinua (lubrificazione limite) ed anche se il coefficiente d'attrito si mantiene basso, un certo grado di usura è inevitabile. Per ridurre il coefficiente d'attrito da strisciamento anche in assenza nominale di lubrificazione, è necessario:

- a) accoppiare tra loro metalli tribologicamente compatibili o materiali di tipo diverso,
- b) aumentare la durezza superficiale in modo da diminuire l'area reale di contatto,
- c) favorire la formazione di pellicole superficiali a bassa resistenza a taglio,

oppure:

- d) depositare sulle superfici a contatto dei sottili strati di un metallo tenero, di un solido ceramico a struttura lamellare o di un polimero antiaderente.

In ogni caso, ad un basso coefficiente d'attrito non sempre corrisponde una bassa velocità di usura. Tutte le relazioni empiriche o/e teoriche dimostrano che la resistenza all'usura di un materiale è direttamente proporzionale alla sua durezza, qualunque sia il meccanismo operante. Questo perché una bassa deformabilità plastica tende a limitare l'area reale di contatto, a ridurre la profondità di solcatura e a garantire un adeguato supporto ad eventuali pellicole di reazione tribochimica. Sfortunatamente, ad un'elevata durezza corrisponde, in generale, una grande fragilità, per cui un componente meccanico viene normalmente costruito con un materiale di bassa o media durezza. Pertanto, la strada obbligata per renderlo più resistente all'usura è quella di indurirne solo la superficie o depositare su di essa uno strato di materiale più duro. Le tecniche attualmente disponibili possono essere classificate in 4 categorie:

- a) modificazioni di tipo microstrutturale,

- b) modificazioni di composizione (con formazione di nuove fasi),
- c) formazione di strati di conversione,
- d) deposizione di rivestimenti.

2.2 CONDIZIONI DI CONTATTO E NATURA DELLE SUPERFICI

2.2.1 Tipologia di contatto

Le principali tipologie di contatto tra due corpi, a livello geometrico, sono: *contatto conforme* e *contatto non-conforme* (fig 2.3). [1-2]

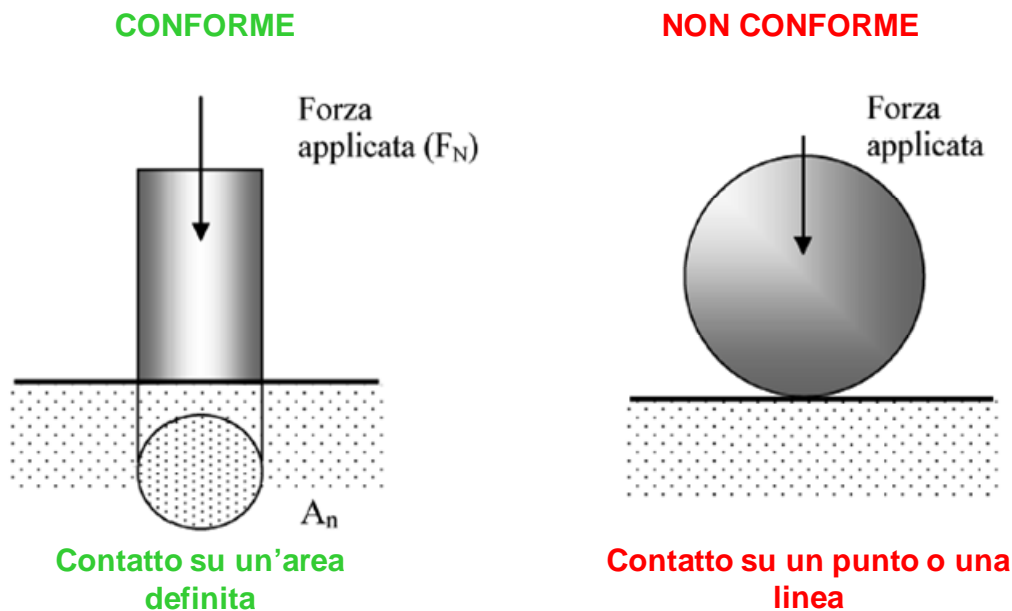


Fig. 2.3 – tipologie di contatto

2.2.1.1 Contatto conforme

Il contatto avviene su un'area definita che prende il nome di area nominale di contatto (A_n). Nei sistemi frenanti, ad esempio, l' A_n di contatto è rappresentata dalla superficie della pastiglia che preme sul disco freno. All'interno dei contatti conformi è possibile identificare ulteriori tipologie di contatto, come evidenziato in tabella 2.1.

Tipologia di contatto		Corpo I	Corpo II	Schizzo
Conforme	Contatto su superfici	Piano	Piano	
		Cilindro pieno	Cilindro cavo	
		Cono pieno	Cono cavo	

$$d_I \approx d_{II}$$

Tabella 2.1 – tipologie di contatto conforme

In base a ciò è possibile definire una pressione nominale di contatto definita come rapporto tra il carico normale (F_n) e A_n :

$$p_0 = \frac{F_N}{A_n}$$

Nel caso di un contatto piano vs. piano, l'andamento della pressione nominale non sarà lineare ma risulterà maggiore in corrispondenza degli spigoli.

2.2.1.2 Contatto non conforme

Il contatto, in questo caso, avviene su un punto o su una linea (fig. 2.4), come nel caso di: camma-punteria, ingranaggi, cuscinetti a rotolamento. La valutazione della pressione nominale risulta più complessa dal punto di vista matematico e richiede l'utilizzo della *teoria di Hertz*, che prevede le pressioni di contatto e la distribuzione degli sforzi generati dal contatto, nell'ipotesi di superfici lisce e non contaminate in assenza di moto.

Contatto su linee	Piano	Cilindro	
	Cilindro cavo	Cilindro pieno	
	$d_I \gg d_{II}$		
	$d_I > d_{II}$ oder $d_I < d_{II}$		
	Cono pieno	Cono pieno	
Contatto su punti	Profilo ad evolvente	Profilo ad evolvente	
	Piano	Sfera	
	Cilindro cavo	Sfera	
	Cilindro pieno	Sfera	
	Anello interno (esterno)	Sfera	

Fig. 2.4 – tipologie di contatto non-conforme

Nel caso di un contatto cilindro su cilindro, è possibile valutare, noti alcuni parametri (carico normale, raggio del cilindro, lunghezza del contatto, modulo elastico e coefficiente di Poisson dei materiali), la pressione massima generata dal contatto dei due corpi (fig. 1.5):

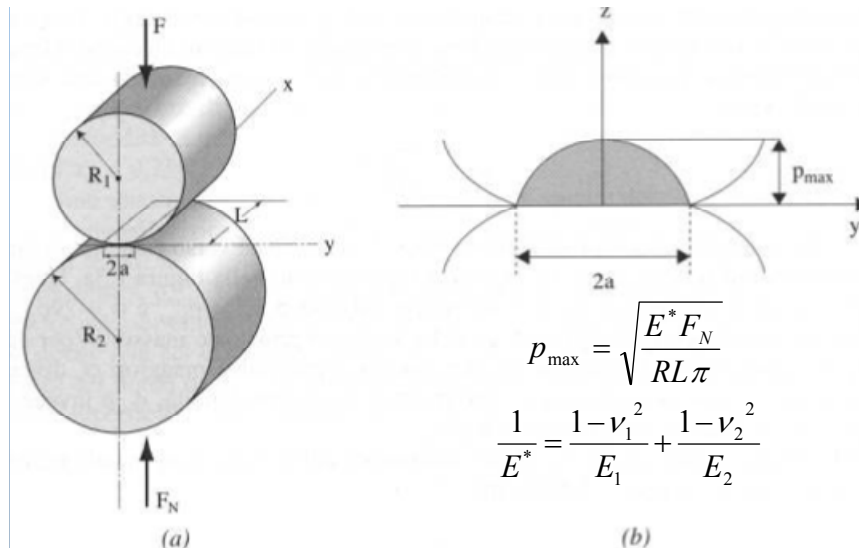
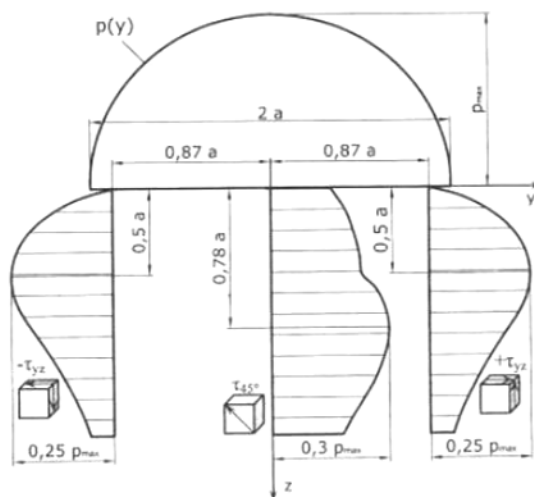


Fig. 2.5 – a) Contatto tra due cilindri lungo una generatrice, b) andamento delle pressioni nella regione di contatto.

Un altro aspetto interessante riguarda lo sforzo tangenziale massimo (τ_{\max}) in funzione della profondità rispetto al punto di contatto (fig 2.6).



$$\tau_{\max} = \frac{1}{2}(\sigma_x - \sigma_z)$$

$\tau_{\max} = 0.3 p_{\max}$
e raggiunge il valore massimo
per **$z_{\max} = 0.786a$**

Fig. 2.6 - andamento delle pressioni secondo la teoria Hertziana in un contatto cilindro su cilindro.

Questo aspetto risulta di fondamentale importanza nella progettazione e nella scelta di rivestimenti e trattamenti di modificazione superficiale in genere, con funzione tribologica, in quanto ci permette di valutare a che profondità, rispetto alla superficie di contatto, si avrà lo sforzo tangenziale massimo che potrebbe portare ad esempio ad un distacco del rivestimento o ad un suo

danneggiamento. Sarà quindi opportuno evitare la progettazione dell'interfaccia rivestimento/substrato in corrispondenza di τ_{\max} .

In generale sono identificabili differenti risposte del materiale soggetto ad un carico normale: *deformazione elastica*, *deformazione plastica* e *frattura fragile*. Il contatto risulterà, rispettivamente: *elasto-plastico*, *plastico* o *fragile* (fig 2.7). Si parla di contatto elasto-plastico quando il materiale si comporta in modo duttile e, all'aumentare del carico, si può avere deformazione plastica localizzata quando lo sforzo equivalente raggiunge la resistenza a snervamento del materiale (σ_Y) (fig 2.7 a). Il contatto completamente plastico (fig 2.7 b) si ha, invece, quando la pressione nominale (p_0) raggiunge un valore critico, che prende il nome di pressione di snervamento (p_Y), maggiore della resistenza a snervamento (σ_Y). Se la resistenza a snervamento del materiale è elevata e la sua tenacità è bassa, all'aumentare della forza applicata, gli sforzi agenti nella zona di contatto possono condurre ad una frattura fragile superficiale del materiale. Si parla quindi di contatto di tipo fragile (fig 2.7 c).

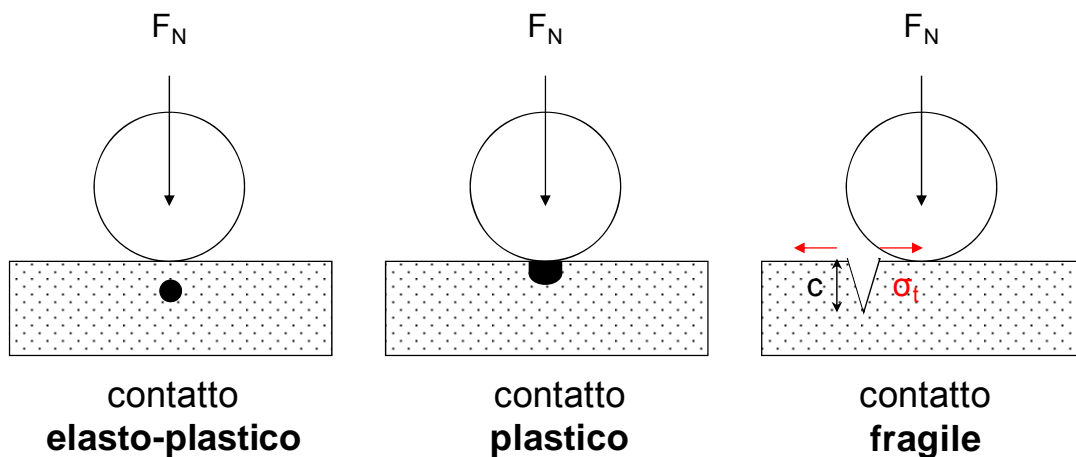


Fig. 2.7 – contatto elasto-plastico (a), plastico (b) e fragile (c) tra sfera e piano.

Risultano quindi estremamente importanti alcuni parametri come **l'indice di plasticità** (E/σ_Y). Nel caso di un contatto fragile, quando saranno presenti sforzi di trazione (σ_t) che portano alla formazione di una cricca, il valore di σ_t dipenderà dalla **tenacità a frattura** (K_{IC}) e dalla lunghezza

della cricca stessa (c) secondo: $\sigma_t = \sigma_F = \left[\frac{K_{IC}}{1.12\sqrt{\pi c}} \right]$.

È possibile, quindi, identificare un **indice di fragilità** dato dal rapporto H/K_{IC} .

2.2.2 Caratteristiche geometriche delle superfici

La teoria di Hertz fa riferimento alla situazione ideale di superfici lisce e non contaminate; osservando la superficie reale di un corpo solido, ci si accorgerà che essa non risulta realmente liscia, ma presenta una sua *rugosità*. Questa prende in considerazione asperità e avvallamenti che presentano altezze variabili tra 0.1 e alcuni μm . Inoltre, è necessario tenere in considerazione la contaminazione delle superfici e la presenza di difetti (fori, cricche e inclusioni). Quindi, nella realtà ogni superficie è costituita, a partire dall'esterno, da (fig. 2.8):

- *Strato di contaminazione* (gas, grassi, lubrificanti adsorbiti)
- *Strato di reazione* (conseguente dell'esposizione con l'ambiente esterno), ad esempio di ossidi.
- *Strato di deformazione plastica* (derivante dai processi di lavorazione)

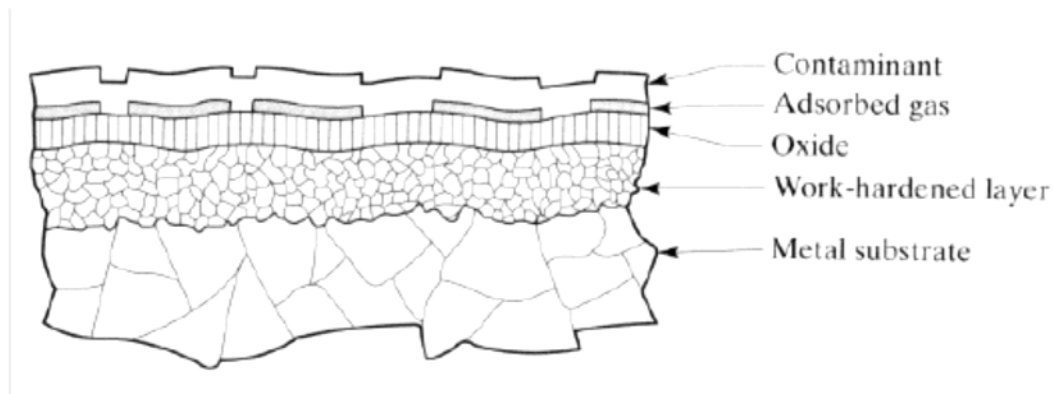


Fig. 2.8 – La struttura reale delle superfici.

Lo strato di deformazione plastica (o strato incrudito) è il risultato dei processi di deformazione plastiche e lavorazioni, nonché di trattamenti termici e della vita/storia successiva del pezzo. La sua profondità e proprietà dipendono dal processo usato e dalle caratteristiche frizionali della superficie: utensili affilati e condizioni opportune riducono moltissimo l'estensione di questo strato; utensili grossolani o sistemi utilizzando usura invece che taglio producono strati più spessi; condizioni non uniformi o gradienti di temperatura introducono sforzi residui.

In alcuni casi può essere presente uno strato amorfo o nanocristallino (detto di *Beilby*) in cima allo strato indurito. Tale strato si forma in seguito a lavorazioni (spesso di finitura) con fusioni o riscaldamenti drastici superficiali, seguiti da raffreddamento veloce. Se il metallo non viene tenuto in ambiente inerte (privo di ossigeno) e non è un metallo nobile, si forma un ossido sopra lo strato indurito o quello di Beilby. Esempi:

- $\text{Fe}/\text{FeO}/\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{Fe}_2\text{O}_3$
- $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ amorfo/ Al_2O_3 idrato

- Cu/Cu₂O/CuO
- Acciaio inox/Cr₂O₃

Sullo strato di ossido in condizioni normali si forma uno strato di gas adsorbito. Lo strato più esterno invece è costituito da contaminanti, come polvere, grasso, sporco, residui dei lubrificanti o di composti usati nella pulizia, oppure da inquinanti provenienti dall'ambiente. Quindi la superficie è molto differente dall'interno e mostra caratteristiche e proprietà completamente differenti che è importante conoscere. Risulta, quindi, di fondamentale importanza l'integrità della superficie che influenza le proprietà finali del prodotto e la sua vita. I difetti maggiori che si incontrano sono: cricche, crateri, corrugazioni, sovrapposizioni, inclusioni, giunture, attacchi intergranulari.

Un parametro estremamente importante per la rappresentazione della rugosità delle superfici è la

$$R_a = \frac{1}{L_m} \int_{x=0}^{x=L_m} |y| dx$$

rugosità media aritmetica (Ra) definita dalla seguente relazione:

In tabella 2.2 sono riportati valori tipici delle rugosità per diversi processi di lavorazione.

Process	Typical Surface Finish	Range of Roughness ^b	Process	Typical Surface Finish	Range of Roughness ^b
Casting:			Abrasive:		
Die casting	Good	1-2 (30-65)	Grinding	Very good	0.1-2 (5-75)
Investment	Good	1.5-3 (50-100)	Honing	Very good	0.1-1 (4-30)
Sand casting	Poor	12-25 (500-1000)	Lapping	Excellent	0.05-0.5 (2-15)
Metal forming:			Polishing	Excellent	0.1-0.5 (5-15)
Cold rolling	Good	1-3 (25-125)	Superfinish	Excellent	0.02-0.3 (1-10)
Sheet metal draw	Good	1-3 (25-125)	Nontraditional:		
Cold extrusion	Good	1-4 (30-150)	Chemical milling	Medium	1.5-5 (50-200)
Hot rolling	Poor	12-25 (500-1000)	Electrochemical	Good	0.2-2 (10-100)
Machining:			Electric discharge	Medium	1.5-15 (50-500)
Boring	Good	0.5-6 (15-250)	Electron beam	Medium	1.5-15 (50-500)
Drilling	Medium	1.5-6 (60-250)	Laser beam	Medium	1.5-15 (50-500)
Milling	Good	1-6 (30-250)	Thermal:		
Planing	Medium	1.5-12 (60-500)	Arc welding	Poor	5-25 (250-1000)
Reaming	Good	1-3 (30-125)	Flame cutting	Poor	12-25 (500-1000)
Shaping	Medium	1.5-12 (60-500)	Plasma arc cutting	Poor	12-25 (500-1000)
Sawing	Poor	3-25 (100-1000)			
Turning	Good	0.5-6 (15-250)			

^a Compiled from [1], [2], and other sources.

^b Subjective description and typical range of surface roughness values are given, μm ($\mu\text{-in}$). Roughness can vary significantly for a given process, depending on process parameters.

Tabella 2.2 - Rugosità tipiche di alcune lavorazioni meccaniche.

La rugosità può essere quantificata mediante:

- *Profilometria a stilo*
- *Metodi ottici* (es. interferometria, microscopia confocale/multifocale)
- *Microscopia a forza atomica*

Nel profilometro, uno stilo, con una punta di diamante avente raggio di curvatura molto piccolo (raggio della punta 5 μm o meno), viene fatto scorrere sulla superficie. Lo stilo segue il profilo e riproduce esattamente l'andamento delle asperità e degli avvallamenti (fig. 2.9). Il movimento verticale dello stilo che scorre sul profilo viene misurato ed amplificato elettronicamente in modo che il segnale in uscita tracci il profilo della superficie reale. Un limite inevitabile di questo strumento deriva dalla forma dello stilo: la presenza di una punta raccordata e di facce inclinate impedisce infatti allo stilo stesso di penetrare interamente entro tratti profondi e stretti della superficie, fatto che, in alcune applicazioni, può causare errori significativi. Allo stesso tempo, nel caso in cui si esaminino superfici particolarmente delicate, queste possono risultare distorte o danneggiate dal carico agente sulla punta dello stilo.

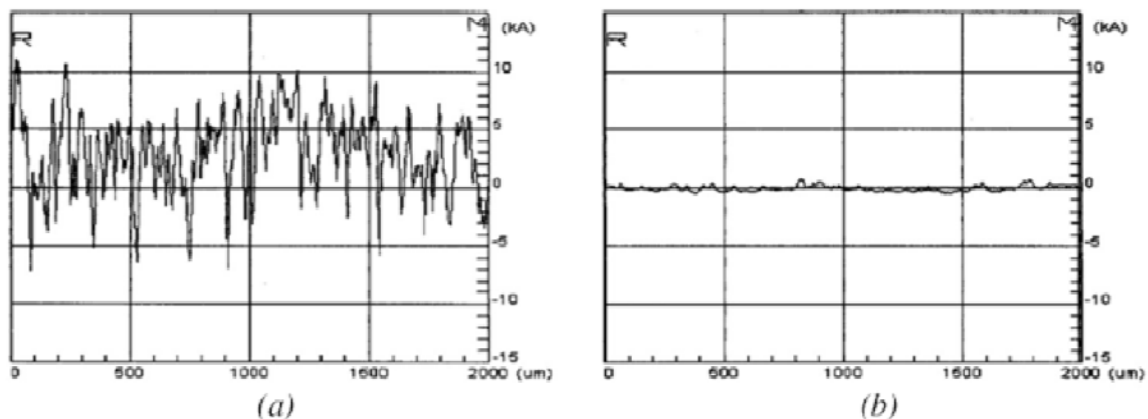
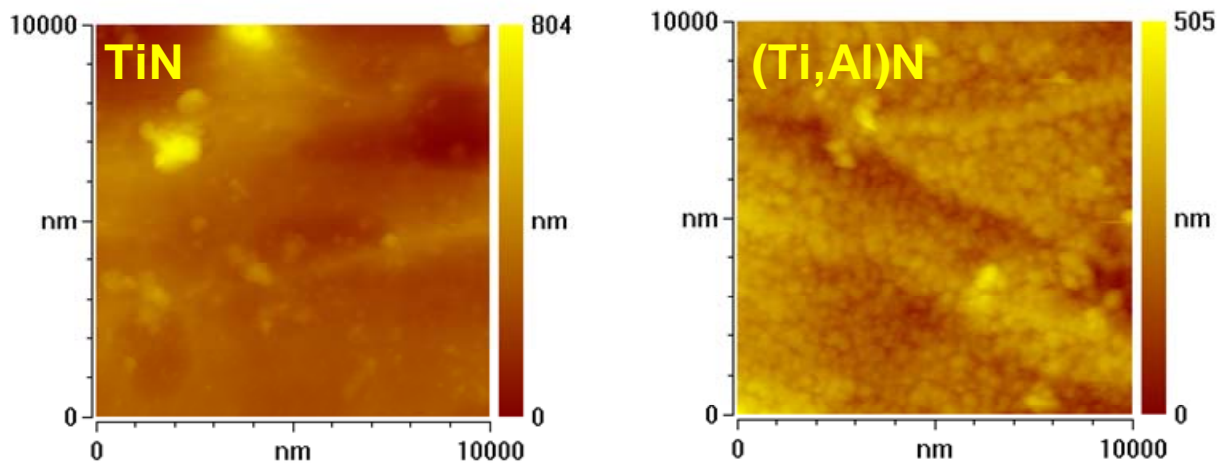


Fig. 2.9 – esempi di profili rugosi metrici di superfici: a) $R_a 0.22 \mu\text{m}$, b) $R_a 0.02 \mu\text{m}$.

Nei metodi ottici non c'è un contatto vero e proprio con la superficie, ma viene raccolta la modificazione di una radiazione luminosa a seguito dell'interazione con la superficie. Questa metodologia risulta quindi meno invasiva, ma necessita di caratteristiche particolari delle superfici, cioè deve essere parzialmente riflettente e non trasparente. La topografia mediante microscopia a forza atomica ha il vantaggio di poter essere eseguita in modalità di contatto oscillante per superfici delicate. Una caratteristica fondamentale di tale metodologia è l'elevata risoluzione spaziale ad elevato ingrandimento che permette di ricavare informazioni dettagliate della topografia in scala



sub-micrometrica (fig. 2.10).

Fig 2.10 – Microscopia a forza atomica

2.2.3 Area reale di contatto

A causa della rugosità, due superfici pressate l'una contro l'altra vengono a contatto solo in corrispondenza delle asperità superficiali, che quindi definiscono l'area reale di contatto A_r che risulterà sempre minore di quella nominale A_n secondo un rapporto dipendente dalla distribuzione ed entità delle irregolarità superficiali, dall'entità della forza applicata e dalle caratteristiche meccaniche dei materiali (Fig. 2.11).

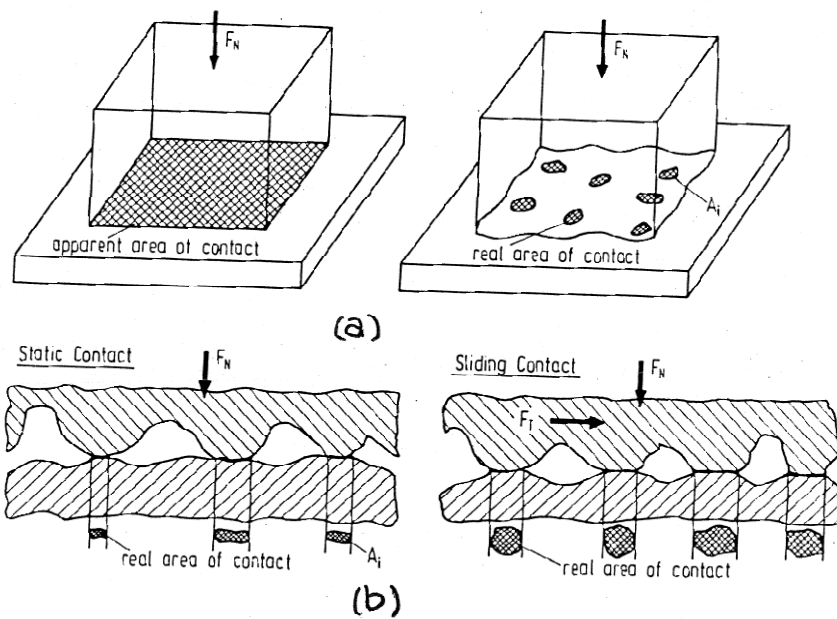


Fig. 2.11 – area reale e area nominale

L' A_r è data quindi dalla sommatoria delle singole areole A_i che si hanno in corrispondenza di ogni asperità a contatto:

$$A_r = \sum_{i=1}^N A_i$$

dove N è il numero di asperità a contatto. Il contatto tra le asperità può essere elastico o plastico; nel caso di materiali metallici, l'indice di plasticità suggerisce come i contatti tra le asperità siano sempre plastici (in polimerici e ceramici, se la rugosità è bassa, i contatti possono essere elastici). Le notevoli pressioni e temperature raggiunte localmente sulle creste dei profili comportano il superamento del limite di snervamento dei materiali che, plasticizzando, si saldano tra loro in microgiunzioni. Per consentire il moto relativo tra le superfici è necessaria la rottura di queste saldature attraverso un'azione tangenziale corrispondente alla tensione di rottura del materiale più tenero tra i due a contatto, moltiplicata per l'area effettiva di contatto: questa resistenza al moto altro non è che la *forza d'attrito*.

2.3 L'ATTRITO

Come precedentemente riportato, un studio dell'attrito e dei possibili metodi per ridurlo è fondamentale in quanto l'attrito causa una dissipazione di energia e una perdita di rendimento che hanno delle forti ripercussioni economiche.

In questo paragrafo si intende fornire una trattazione sulle cause del'attrito e sull'influenza che i vari parametri dei sistemi tribologici (di cui si è parlato nel precedente paragrafo) esercitano sull'attrito.

Innanzitutto, si definisce forza di attrito la forza tangenziale F'_T che è necessario applicare per innescare il moto relativo tra due corpi tenuti in contatto da una forza normale F_N ; il rapporto:

$$\mu_s = \frac{F'_T}{F_N}$$

prende il nome di *coefficiente di attrito statico* o di *primo distacco*. In genere il coefficiente μ_s è indipendente dall'area nominale di contatto, mentre può dipendere da F_N , dalla durata del contatto in quiete, e dai materiali a contatto.

In genere per mantenere due corpi in moto ad una velocità relativa costante, è necessario mantenere applicata una forza tangenziale F_T , e il rapporto:

$$\mu = \frac{F_T}{F_N}$$

prende il nome di *coefficiente di attrito cinematico* o *dinamico*. Anche μ solitamente non dipende dall'area reale di contatto, mentre può dipendere da F_N , dalla velocità di strisciamento, dai materiali a contatto, dalle condizioni di lubrificazione, dalla temperatura, ecc.

Il coefficiente di attrito statico è sovente superiore a quello cinematico del 20÷30%, come mostra la figura 2.12 [1]:

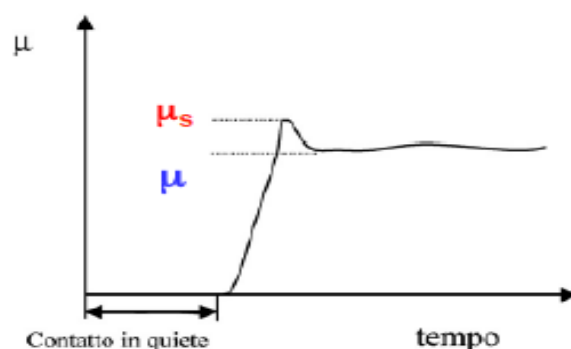


Fig. 2.12 – Andamento del coefficiente d'attrito statico e cinematico [1]

Il motivo risiede nel fatto che durante il contatto in quiete tra i due corpi, prima dell'innesco del moto, si possono avere fenomeni di rilassamento locale della deformazione plastica, che causano un aumento di A_r .

Se la superficie dei materiali è contaminata tuttavia, l'energia superficiale è inferiore rispetto al caso di assenza di contaminazione; poiché durante lo strisciamento questa contaminazione viene asportata, si può verificare che il lavoro di adesione (si veda il seguito), e quindi l'attrito, aumenti dopo l'innesco del moto che quindi il coefficiente di attrito cinematico sia maggiore di quello statico. In questa condizione si può verificare il fenomeno dello *stick-slip*; in questo caso l'andamento del coefficiente d'attrito con la durata della prova è caratterizzato da intense oscillazioni intorno al valore medio. Questo fenomeno è dovuto all'alternanza di fasi di adesione e scorrimento, che comportano grandi sbalzi di μ . Il meccanismo è il seguente: l'elevato lavoro di adesione e la bassa velocità di strisciamento favoriscono la formazione di giunzioni tenaci che inducono un elevato attrito; in seguito le giunzioni vengono rotte sotto l'azione della forza tangenziale, di conseguenza la velocità di strisciamento aumenta improvvisamente. Le giunzioni che si formano in questa fase sono molto meno tenaci e l'attrito cala; a questo punto il sistema decelera per mantenere la velocità di strisciamento costante e si possono riformare giunzioni tenaci: si ha un nuovo aumento di μ e il fenomeno si ripete.

Va notato che in generale il coefficiente di attrito non assume mai un valore costante durante lo strisciamento tra due corpi. Nel corso di una prova infatti si assiste a transizioni del coefficiente d'attrito, perché le condizioni di strisciamento (da cui dipende μ), possono variare nel corso del contatto. Esiste sempre, infatti, una fase iniziale, detta di *rodaggio* o di *run-in*, in cui il coefficiente d'attrito può essere maggiore o minore che nella fase successiva; in seguito il coefficiente d'attrito può crescere o calare fino a raggiungere uno stato *stazionario* o *steady-state*.

In ogni caso tuttavia, il coefficiente d'attrito oscilla intorno a un valore medio, molto intensamente se si verifica il fenomeno dello *stick-slip*, poco intensamente se il contatto è più stabile.

Possono verificarsi anche transizioni successive da uno stato stazionario e un altro, dovute a fenomeni attivati dal riscaldamento superficiale dei corpi a contatto, come ossidazioni, fusioni locali, o addolcimento termico dei materiali.

In figura 2.13 è rappresentato un grafico caratteristico del coefficiente d'usura in funzione della distanza di strisciamento, dove sono stati evidenziati lo stadio di *run-in* e lo stadio stazionario.

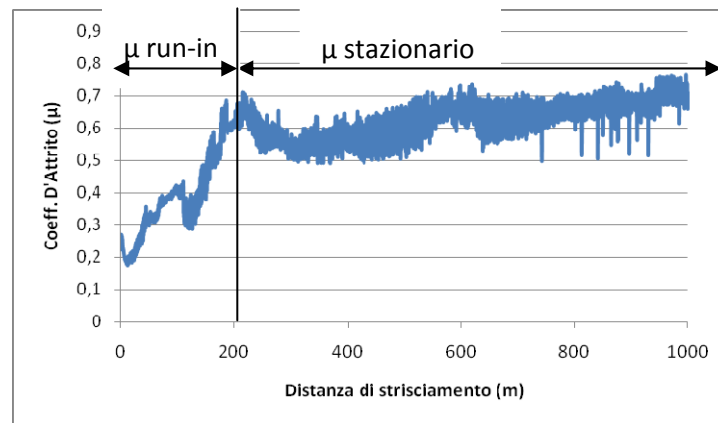


Fig. 2.13 – Coeff. d'attrito di run-in e stazionario durante una prova in funzione della distanza di strisciamento

Sono state individuate diverse tipologie di curve di coefficiente d'attrito relative al run-in, riportate in figura 2.14 [2]:

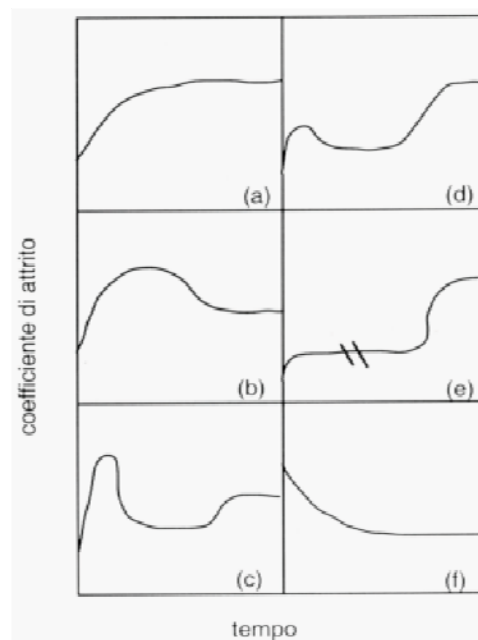


Fig. 2.14 – Tipologie di curve del coefficiente d'attrito durante la fase di run-in [2]

Le curve più comuni sono la curva (a) e la curva (b); la prima può essere dovuta a vari fenomeni che avvengono nelle zone di contatto prima di raggiungere l'equilibrio ed in particolare alla rimozione di eventuali strati superficiali di contaminazione che inizialmente svolgono un'azione lubrificante; un elevato valore iniziale di μ come quello presente nella curva (b) può essere invece dovuto all'iniziale rottura degli ossidi presenti sulla superficie.

Le curve rappresentate in (c) e (d) sono meno comuni anche se abbastanza importanti; in questo caso si osserva una transizione verso un secondo stato stazionario.

2.3.1 Origini dell'attrito

L'attrito si origina, sostanzialmente, da fenomeni di *adesione*, che si hanno attraverso il contatto delle asperità, e da fenomeni di deformazione plastica o *abrasione*.

Il coefficiente d'attrito μ risulta quindi essere la somma dei due contributi:

$$\mu = \mu_{AD} + \mu_{ABR}$$

dove μ_{AD} rappresenta il contributo dei fenomeni adesivi e μ_{ABR} rappresenta invece il contributo dei fenomeni abrasivi.

2.3.1.1 Componente adesiva

Considerando due corpi a contatto premuti da una forza normale F_N , sperimentalmente si osserva che spesso è necessario applicare una forza per separare i due corpi, anche dopo che F_N è stata rimossa. Questa forza è chiamata forza d'adesione F_{AD} e il fenomeno fisico che la genera è l'*adesione* che si instaura in corrispondenza delle giunzioni plastiche. L'adesione tra due superfici può essere dovuta a diversi contributi di natura fisico-chimica:

- interazioni meccaniche, dovute agli eventuali ancoraggi meccanici tra le asperità a contatto;
- interazioni diffusive, dovute alla diffusione all'interfaccia di atomi tra i due materiali;
- interazioni elettroniche, dovute all'eventuale trasferimento di elettroni tra gli atomi dei due materiali, col conseguente insorgere di un'attrazione di tipo elettrostatico;
- interazioni chimiche, dovute alla formazione di legami chimici di tipo metallico, ionico o covalente;
- interazioni per adsorbimento fisico, dovuti all'insorgere di legami secondari o di Van der Waals per la presenza di dipoli elettrici all'interno degli atomi o molecole.

L'adesione tra due superfici a contatto è prevalentemente di tipo debole, dovuta cioè alla formazione di legami di Van der Waals, e può essere quantificata mediante il concetto di *lavoro di adesione*. Quest'ultimo, indicato con W_{12} , è il lavoro per unità di superficie necessario per separare due superfici a contatto, e può essere valutato con la seguente relazione:

$$W_{12} = \gamma_1 + \gamma_2 - \gamma_{12}$$

dove γ_1 , γ_2 rappresentano le energie superficiali dei due corpi 1,2 a contatto e γ_{12} è l'energia superficiale relativa all'interfaccia che i due corpi formano tra loro quando sono in contatto. L'energia superficiale è determinata dalla reattività superficiale di un materiale, che è dovuta al fatto che gli atomi superficiali non sono completamente circondati da altri atomi e quindi hanno una certa disponibilità a interagire con atomi superficiali di altri corpi.

Poiché la determinazione di γ_{12} è alquanto complicata, per stimare il lavoro di adesione si preferisce usare la seguente relazione:

$$W_{12} = c(\gamma_1 + \gamma_2)$$

dove c è una costante che vale 1 nel caso in cui i materiali a contatto siano identici, e diminuisce all'aumentare dell'incompatibilità dei materiali.

La definizione di compatibilità tribologica tra due materiali non è semplice. Nel caso dei metalli, si può assumere che due metalli siano compatibili quando presentano un'elevata mutua solubilità e sono in grado di formare composti intermetallici. Seguendo questa impostazione, Rabinowicz ha elaborato, per i metalli, il diagramma delle compatibilità riportato in figura 2.15:

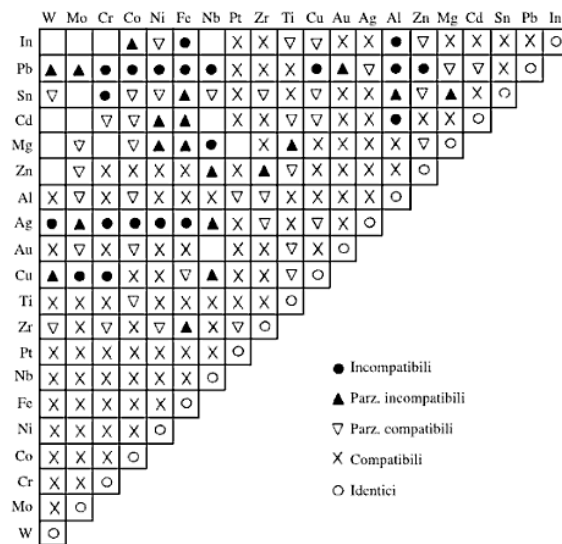


Fig. 2.15 – Diagramma delle compatibilità tribologiche di Rabinowicz [3]

Nel caso di metalli a contatto si può porre $c=0,5$ se sono compatibili, $c=0,32$ se sono parzialmente compatibili, $c=0,2$ se sono parzialmente incompatibili e $c=0,12$ se sono incompatibili.

Per esprimere la forza di adesione F_{AD} , si prende in considerazione il modello di Rabinowicz, che esemplifica il contatto tra due asperità assumendo che una sia conica e rigida e l'altra piana e deformabile plasticamente. Se viene applicata la forza F_N , l'asperità conica penetra per una profondità x all'interno del piano deformabile; la variazione di energia del sistema è ΔE è dovuta al lavoro compiuto dalla forza F_N , l'energia assorbita per la deformazione plastica e alla variazione di energia superficiale, e si esprime come:

$$\Delta E = F_N x - \int_0^x (\pi r^2 p_y) dx + W_{12} \pi r^2$$

dove r indica il raggio della giunzione.

Considerando che $r = x \cot \theta$, dove θ rappresenta la rugosità media del materiale, e considerando che all'equilibrio $dE/dx = 0$, si ottiene:

$$F_N = \pi r^2 p_y - 2\pi r W_{12} \cot \theta$$

Poiché si ha che $A_r = \pi r^2$, si nota che, in presenza dell'adesione, per ottenere una giunzione di raggio r si deve applicare una forza minore rispetto al caso in cui questo fenomeno non è presente.

La forza di adesione tra le due asperità è quindi data da:

$$F'_{AD} = 2\pi r W_{12} \cot \theta \quad (1.2)$$

La forza di adesione tra due corpi a contatto è chiaramente data dalla somma delle forze di adesione tra le singole asperità; se r è il raggio medio ed N è il numero delle giunzioni, considerando l'equazione 1.2 e tenendo presente che il prodotto $r p_y$ è costante, come precedentemente dimostrato, si ottiene che:

$$F_{AD} \propto F_N W_{12} \cot \theta \quad (1.3)$$

dove in luogo di θ va considerato θ_{eq} , cioè la rugosità che si aggiunge all'equilibrio durante la deformazione plastica. θ_{eq} è principalmente determinata dalla capacità delle giunzioni a contatto di *conformarsi plasticamente* l'una sull'altra e quindi, in prima approssimazione, è tanto più bassa quanto più bassa è la durezza dei corpi, ovvero si può porre $\theta_{eq} \propto 1/H$; l'equazione 1.3 può essere pertanto riscritta come:

$$F_{AD} \propto F_N \frac{W_{12}}{H} \quad (1.4)$$

Se a due corpi a contatto viene imposto un moto relativo, le giunzioni che si formano in corrispondenza delle asperità tendono continuamente a staccarsi e a riformarsi in corrispondenza di altri punti. Il distacco di una giunzione avviene in corrispondenza di uno sforzo di taglio critico τ_m ; è chiaro che questo sforzo di taglio favorisce i fenomeni di deformazione plastica delle asperità.

Nell'elemento di volume all'interno della giunzione agiscono uno sforzo di compressione p_c dovuto al carico applicato, dato da $p_c = F_N/A_r$, e lo sforzo di taglio τ_m dovuto alla forza di taglio e dato da $\tau_m = F_T/A_r$. Appare chiaro che lo sforzo di taglio dovuto all'attrito agevola il raggiungimento dello snervamento nella giunzione.

Lo snervamento si raggiunge quando:

$$p_c^2 + \alpha \tau_m^2 = p_y \quad (1.5)$$

dove α è una costante che dipende dal criterio di resistenza; per esempio, considerando il criterio di Tresca è $\alpha = 4$. Tuttavia, molti autori usano valori più elevati per questo coefficiente. Assumendo per esempio $\alpha = 12$ [25], e facendo le opportune sostituzioni nell'equazione 1.5 si ottiene:

$$A_r = \frac{F_N}{p_y} \sqrt{1 + 12\mu^2} \quad (1.6)$$

L'aumento dell'area di contatto durante lo strisciamento, rispetto al caso di contatto statico, causa anche un aumento della forza di adesione che si instaura tra le due superfici; con riferimento all'equazione 1.3 si può quindi scrivere:

$$F_{AD} \propto F_N W_{12} \sqrt{1 + 12\mu^2} \cot \theta_{eq} \quad (1.7)$$

La teoria adesiva dell'attrito considera che la forza tangenziale necessaria per mantenere in moto a velocità costante due corpi a contatto premuti dalla forza F_N uno contro l'altro, origini uno sforzo di taglio τ_m necessario a separare le asperità in contatto, cioè:

$$F_{T,AD} = \tau_m A_r \quad (1.8)$$

dove $F_{T,AD}$ indica la componente della forza di taglio necessaria per vincere la componente adesiva dell'attrito.

Il coefficiente d'usura adesiva, considerando le equazioni 1.6 e 1.8, si può esprimere come:

$$\mu_{AD} = \frac{F_{T,AD}}{F_N} = \frac{\tau_m}{p_y} \frac{1}{\sqrt{1 - 12 \left(\frac{\tau_m}{p_y} \right)^2}} \quad (1.9)$$

L'andamento dato dall'equazione 1.9 è riportato in figura 2.16 [1]:

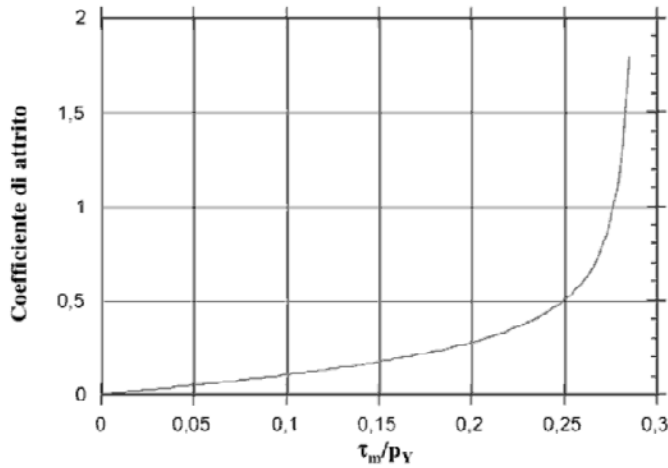


Fig. 2.16 – Rappresentazione grafica della dipendenza di μ dal rapporto τ_m/p_y secondo l'equazione 1.9 [1]

Si osserva che il coefficiente d'attrito tende a valori molto alti al crescere del rapporto τ_m/p_y ; al contrario, quando τ_m/p_y diminuisce, μ tende a zero. Se τ_m/p_y diventa minore di circa 0,15, la relazione 1.9 può essere semplificata con la seguente equazione:

$$\mu_{AD} = \frac{\tau_m}{p_y} \quad (1.10)$$

Per quanto detto in precedenza possiamo considerare che la forza di attrito $F_{T,AD}$ dipenda direttamente dalla forza di adesione F_{AD} che si instaura durante lo strisciamento. Dalle relazioni 1.7 e 1.8 si ottiene quindi:

$$\frac{\tau_m}{p_y} \propto W_{12} \cot \theta_{sq}$$

Considerando che θ_{sq} è proporzionale a $1/(p_y)$, e ponendo $p_y = H$, si ottiene che:

$$\mu_{AD} = \frac{\tau_m}{p_y} \propto \frac{W_{12}}{H} \quad (1.11)$$

L'equazione 2.11 mostra come la componente adesiva dell'attrito aumenti all'aumentare del lavoro di adesione, ovvero della compatibilità tribologica, tra le due superfici a contatto; e diminuisca all'aumentare della durezza del metallo più tenero, che determina l'estensione dell'area di contatto.

La presenza dello strato di contaminazione sulle superfici dei corpi, abbassa il coefficiente di attrito poiché riduce il lavoro di adesione W_{12} ; durante lo strisciamento tuttavia si ha la rimozione almeno parziale di queste contaminazioni dalle asperità. Anche la presenza di uno strato di ossidazione superficiale in genere ha l'effetto di abbassare μ , poiché lo strato di ossido presenta una bassa

resistenza a taglio τ_m . Nel caso di contatto tra metalli identici in condizioni di alto vuoto sono stati registrati valori del coefficiente d'attrito molto elevati ($\mu \gg 1$), e quindi molto maggiori di quelli registrati normalmente, proprio a causa del fatto che in queste condizioni non si ha evidentemente la formazione dello strato di ossido, e perciò si ha il contatto diretto tra i due metalli, che comporta un lavoro di adesione molto elevato.

L'idea di interporre tra le due superfici a contatto sostanze con il compito di abbassare W_{12} e τ_m , è il principio alla base della lubrificazione.

La figura 2.17 [1] riporta la dipendenza sperimentale del coefficiente d'attrito dal rapporto W_{12}/H nel caso di metalli puri:

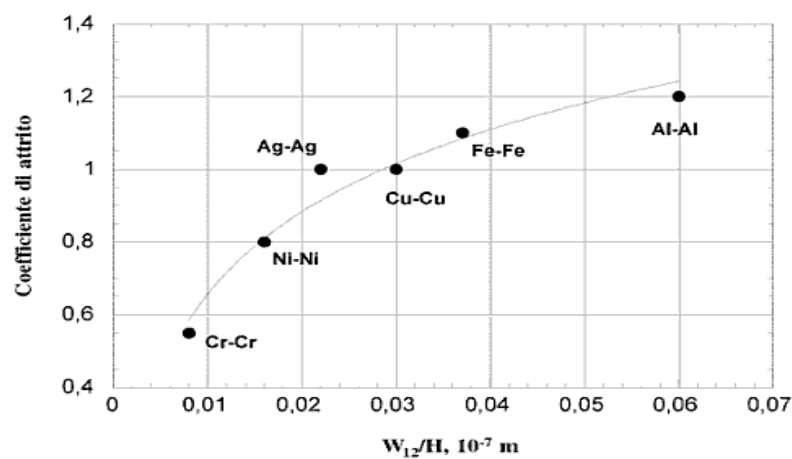


Fig. 2.17 – Relazione sperimentale tra μ e dal rapporto W_{12}/H nel caso di metalli puri [1]

Nel caso di accoppiamento tra leghe metalliche il coefficiente d'attrito è di solito inferiore a quello dei corrispondenti metalli puri: questo risultato è dovuto al fatto che le leghe presentano una più elevata durezza rispetto al metallo puro.

Nel caso invece di accoppiamenti tra metalli diversi tra loro, il coefficiente d'attrito è sempre determinato dal rapporto W_{12}/H , almeno finché non si innescano fenomeni di trasferimento.

I *fenomeni di trasferimento* sono causati da rotture all'interno delle giunzioni tra le asperità. Finora è stato considerato che il distacco tra le giunzioni avvenga sempre in corrispondenza dell'interfaccia, tuttavia durante lo strisciamento può succedere che si abbia la rottura all'interno della giunzione. E' infatti possibile che alcune giunzioni risultino più resistenti del materiale sottostante, e in questo caso il frammento può trasferirsi sul materiale antagonista. E' ragionevole

associare il fenomeno del trasferimento con instabilità locali della resistenza a taglio, che si verificano perché le ingenti deformazioni plastiche producono una struttura disomogenea (che è soggetta appunto a produrre localizzazione della resistenza a taglio).

E' chiaro che questo trasferimento modifica il coefficiente d'attrito, in quanto cambia la natura dei materiali a contatto. Va infine osservato che se lo strisciamento è prolungato, si può avere la formazione di uno strato tribologico caratterizzato dalla compattazione e dal mescolamento di frammenti precedentemente trasferiti, a volte contenenti anche ossidi di uno o entrambi i metalli a contatto. Il fenomeno del trasferimento risulta favorito da carichi e velocità elevate.

2.3.1.2 Componente abrasiva

Accanto al fenomeno dell'adesione di cui si è ampiamente parlato nel paragrafo precedente, tra le asperità di due corpi a contatto in moto relativo si può avere anche il fenomeno dell'abrasione, caratterizzato da notevoli deformazioni plastiche locali.

L'interazione abrasiva si presenta solitamente quando il corpo più duro presenta una durezza superiore di almeno $1,2 \div 1,3$ volte rispetto alla durezza del materiale più tenero. Tipiche particelle abrasive sono i materiali ceramici come silice e allumina, ma anche i carburi, e nitrucci e i carbonitrucci presenti negli acciai.

Come schematizzato nella figura 2.18 [1], l'interazione abrasiva può essere *a due corpi* o *a tre corpi*.



Fig. 1.18 – Schematizzazione dell'interazione abrasiva a due corpi (a sinistra),
e a tre corpi (a destra) [1]

L'interazione a due corpi si ha quando le asperità di uno dei due corpi a contatto sono molto più dure di quelle del materiale antagonista, oppure quando in uno dei due corpi sono incastonate delle particelle dure, che possono appartenere alla microstruttura del materiale o provenire da contaminazione esterna.

L'interazione a tre corpi si può avere quando all'interfaccia tra i due corpi sono intrappolate particelle molto più dure di uno o entrambi i corpi che rotolano durante lo strisciamento; queste

particelle possono provenire dall'esterno del sistema tribologico o dal suo interno, in seguito, ad esempio, a fenomeni di usura superficiale.

Nel caso di interazione a due corpi, un modello semplificato per quantificare il contributo abrasivo all'attrito è quello di Rabinowicz, rappresentato in figura 2.19. Secondo questo modello, l'asperità o la particella dura è rappresentata con forma conica, con un certo angolo di attacco θ . In seguito all'effetto di un carico normale F_N , la particella penetra nel materiale più tenero per una certa profondità. Con riferimento alla figura 2.19 [1], si ricava che la forza tangenziale dovuta alla componente abrasiva $F_{T,ABR}$ necessaria per avere uno spostamento orizzontale del cono è esprimibile tramite il prodotto tra la sezione del solco generato A_p e dello sforzo medio per avere deformazione plastica p_y .

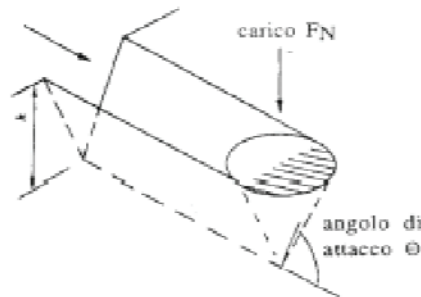


Fig. 2.19 – Schematizzazione dell'azione abrasiva a due corpi [1]

Geometricamente si ha che :

$$A_p = \frac{1}{2} 2r \cdot r \tan \theta$$

dove si è indicato con r il raggio della base del cono; quindi, per quanto detto prima:

$$F_{T,ABR} = A_p p_y = r^2 \tan \theta p_y$$

Considerando che:

$$F_N = \frac{1}{2} \pi r^2 p_y$$

dove il coefficiente $1/2$ è dovuto al fatto che, a causa del movimento di traslazione, solo la metà anteriore del cono deforma il materiale, si ottiene:

$$\mu_{ABR} = \frac{F_{T,ABR}}{F_N} = \frac{2 \tan \theta}{\pi} \quad (1.12)$$

Come precedentemente affermato, il coefficiente d'attrito in un determinato sistema tribologico sarà dato dalla somma della componente adesiva e di quella abrasiva, di cui si è appena discusso.

Si è visto in precedenza che la componente adesiva dipende dal rapporto τ_m/p_y , mentre secondo il modello di Rabinowicz la componente abrasiva dipende unicamente da $\tan \theta$; in figura 2.20 [1] si riporta l'andamento del coefficiente d'attrito in funzione di questi due parametri:

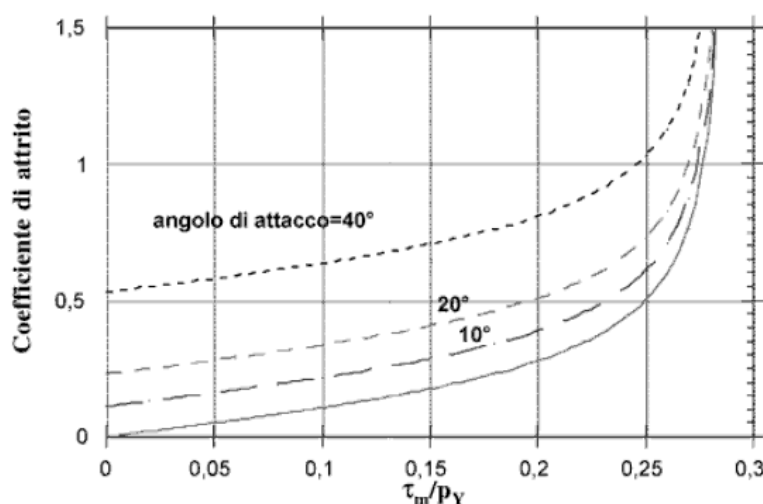


Fig. 2.20 – Dipendenza di μ dal rapporto τ_m/p_y e dall'angolo di attacco θ [1]

Si può notare come il solo effetto della rugosità non dia luogo a valori particolarmente elevati del coefficiente d'attrito abrasivo, in quanto ponendo ad esempio $\theta = 10^\circ$ si ottiene $\mu_{ABR} = 0,112$, un valore piuttosto modesto. L'interazione abrasiva a due corpi dovuto all'azione di particelle dure incastonate nel materiale antagonista può invece produrre valori di μ_{ABR} maggiori; poiché infatti normalmente le parcelle abrasive presentano angoli d'attacco compresi tra 10° e 30° , la componente abrasiva dell'attrito può variare tra 0,2 e 0,4 circa, secondo l'equazione 1.12.

Come conclusione, con riferimento al caso dell'usura abrasiva a tre corpi, si fa notare che in alcuni casi, la presenza di particella libere di ruotare tra le superfici a contatto può portare anche ad una riduzione dell'attrito, poiché la rotazione facilita lo scorrimento relativo.

2.3.2 Variabili d'influenza

Come affermato in precedenza, molti fattori influenzano il coefficiente d'attrito, agendo a volte anche contemporaneamente; in questo paragrafo verranno presi in considerazione i fattori più importanti cercando di mettere in evidenza l'effetto che producono agendo singolarmente.

2.3.2.1 Carico

All'aumentare del carico, cioè della forza normale F_N , aumenta l'area di contatto A_r tra i due corpi; in genere si ritiene che il raggio medio dei contatti tra le asperità rimanga costante e che aumenti invece il numero dei contatti, secondo l'equazione 1.2. Ricordando l'equazione 1.8:

$$F_{T,AD} = \tau_m A_r \quad (1.8)$$

si nota che, se τ_m è costante, all'aumentare del carico aumenta la componente adesiva della forza d'attrito $F_{T,AD}$.

Nel caso del contatto metallo-metallo, all'interfaccia si forma sempre uno strato di ossido; per carichi bassi, l'area di contatto è bassa e il sostrato è in grado di supportare il film di ossido, per cui tendenzialmente il coefficiente d'attrito è basso grazie al fatto che la resistenza a taglio τ_m del film di ossido è limitata. In tali condizioni anche l'usura è tendenzialmente moderata (tribossidativa). Aumentando il carico, aumenta l'area di contatto e il film di ossido viene frammentato, di conseguenza si instaura un vero regime metallo-metallo con conseguente aumento del coefficiente d'attrito adesivo (e quindi anche del coefficiente d'attrito totale, ovviamente). Si instaura, in tali condizioni, un regime di usura severa per delaminazione.

2.3.2.2 Velocità

In seguito a un aumento della velocità di strisciamento v (e anche del carico applicato), si può avere un intenso riscaldamento delle zone di contatto; infatti, la quota maggiore dell'energia fornita al sistema tribologico viene dissipata in calore che innalza la temperatura superficiale dei corpi a contatto (la restante parte di energia viene invece utilizzata per la formazione di difetti nei materiali). La potenza termica dissipata q vale:

$$q = F_N \cdot v = \mu F_T v$$

e il rispettivo aumento di temperatura ΔT risulta essere proporzionale al flusso termico q/A_n , quindi tanto maggiore quanto minore è l'area di contatto, e risulta:

$$\Delta T = \frac{q}{A_n} = \frac{\mu F_T v}{A_n} = \mu p_0 v$$

cioè aumenta con la pressione di contatto e la velocità di strisciamento.

Il flusso specifico di calore è maggiore in corrispondenza delle asperità, dove la sezione reale è minore, e minore nelle zone sub-superficiali vicine alle asperità. E' evidente quindi, che in corrispondenza delle asperità a contatto si raggiunge una temperatura più elevata che nelle zone superficiali adiacenti; questa temperatura è detta *temperatura di flash* T_f ed è raggiunta solo per poco tempo, data la brevità della durata dei contatti tra le asperità. Questa temperatura è talmente elevata che può provocare fusioni localizzate, trasformazioni microstrutturali, e ossidazione.

La temperatura media delle zone superficiali adiacenti alle asperità è nota come temperatura di bulk, T_b , e decresce muovendo verso l'interno dei due corpi a contatto fino a raggiungere la temperatura di riferimento dei corpi.

Nel caso di acciai, il coefficiente di attrito è poco influenzato dalla velocità di strisciamento, finché essa è sufficientemente bassa; all'aumentare di v però, si osserva che μ in generale cala in seguito a un aumento della temperatura che causa una diminuzione della resistenza al flusso plastico. Di conseguenza il valore di τ_m crolla, e crolla anche il coefficiente di attrito adesivo. Questo fenomeno è presente per esempio nei freni, dove si registra una perdita di efficacia frenante all'aumentare della velocità.

2.3.2.3 Temperatura

A determinare la temperatura nella zona di contatto concorrono due contributi: l'ambiente esterno e la dissipazione di energia causata dall'attrito stesso.

La temperatura esercita un effetto molto complesso sull'attrito nel caso dei metalli. Innanzitutto si osserva che un aumento della temperatura in genere comporta una diminuzione della durezza dei materiali, quindi una diminuzione della pressione di snervamento che comporta come si è visto un aumento del coefficiente d'attrito. Un ulteriore aumento della temperatura però può dare luogo a una moltitudine di fenomeni diversi, e anch'essi influenzano le condizioni di contatto. Si possono avere ad esempio, fenomeni di trasformazione di fase, come ad esempio la trasformazione martensitica; ossidazione superficiale e formazione di un ossido molto plastico; ricristallizzazione o distensione; precipitazione di seconde fasi. Inoltre, per velocità di strisciamento dell'ordine di 100 m/s, la temperatura può diventare sufficientemente alta da avere una fusione locale delle asperità, con conseguente crollo del coefficiente d'attrito a valori molto bassi, anche inferiori a 0,1, dato che il film di metallo liquido agisce da lubrificante. In questo caso però l'usura diventa assai elevata.

2.3.2.4 Ambiente

Anche l'ambiente influenza il coefficiente d'attrito; ad esempio, in condizioni di alto vuoto, l'assenza di strati superficiali di ossidazione favorisce un'alta tendenza all'adesione e quindi comporta valori molto alti, anche superiori a 1, del coefficiente d'attrito.

Bisogna tenere conto del grado di vuoto e anche del grado di umidità, che in qualche modo può esercitare un'azione lubrificante.

2.3.2.5 Rugosità

L'effetto della rugosità è apprezzabile solo con carichi non troppo elevati e velocità di strisciamento moderate; se infatti le condizioni tribologiche sono troppo severe, in pratica il coefficiente d'attrito non dipende dalla rugosità.

Nel caso di condizioni tribologiche moderate, il comportamento può essere diverso. In genere, rugosità molto basse portano ad avere alti valori dell'area reale di contatto, e quindi alti valori del coefficiente di usura adesiva μ_{AD} .

Per contro, valori di rugosità elevati possono aumentare l'interazione abrasiva a due corpi, e quindi aumentare il coefficiente di usura abrasiva μ_{ABR} .

Solitamente dunque, si osserva l'esistenza di un valore di rugosità ottimale in corrispondenza del quale l'attrito risulta minimo.

2.4 USURA

Secondo la definizione della norma ASTM G48, l'usura è "il danneggiamento di una superficie solida, che generalmente implica la perdita progressiva di materiale, dovuto al movimento relativo tra quella superficie e una o più sostanze a contatto." L'usura comporta quindi un danneggiamento delle superfici di componenti meccanici, e può quindi provocare malfunzionamenti e guasti, con conseguenti perdite economiche.

In effetti, l'usura è tra le principali cause di malfunzionamento e rottura di componenti meccanici, insieme a fatica e corrosione; i motivi per cui l'usura può diventare un fenomeno di danneggiamento importante sono molteplici, come ad esempio l'errata scelta dei materiali o della geometria delle superfici a contatto, un errato montaggio delle parti in movimento, la scelta di carichi o velocità troppo elevate, un'inadeguata lubrificazione o la presenza di abrasivi, e così via.

Come l'attrito, anche l'usura non è una proprietà del singolo materiale ma dell'intero sistema tribologico, in quanto dipende da molti fattori quali, il materiale antagonista, la geometria di contatto, il carico applicato, la temperatura, la velocità e la distanza di strisciamento, l'ambiente esterno, ecc. oltre ovviamente al materiale stesso. La dipendenza da un così elevato numero di parametri e la complessità del fenomeno dell'usura, rendono impossibile fornire una trattazione esaustiva sull'argomento. L'obiettivo della presente tesi è quello di fornire una base teorica alle prove sperimentali, che sono state sempre condotte in condizioni di strisciamento a secco di diversi tipi di coppie di materiali, per cui si cercherà nel corso della seguente trattazione di approfondire i fenomeni connessi con questo tipo di contatto, facendo solo brevi accenni ad altre tipologie di contatto.

2.4.1 Processi e meccanismi d'usura

Le caratteristiche del moto relativo tra i corpi a contatto definiscono i *processi* di usura, come schematizzato in figura 2.21 [1].

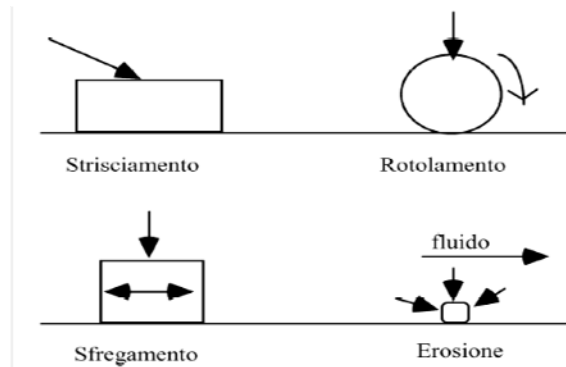


Fig. 2.21 – Esempi di tipi di moto tra corpi a contatto e relativi processi d'usura [1]

Se tra i due corpi si ha strisciamento, si parla di *usura per strisciamento*; se si ha rotolamento si parla di *usura per rotolamento*; un'eventuale combinazione tra i due tipi di moto può causare l'*usura per strisciamento-rotolamento*.

Quando il moto tra i due corpi a contatto è caratterizzato da oscillazioni di ampiezza ridotta si parla di *usura per sfregamento* (o *fretting*).

Quando uno dei due corpi, di solito trasportato da un fluido, erode l'altro corpo, si parla comunemente di *usura erosiva*.

Infine, quando uno dei due corpi è molto più duro dell'altro, o tra i due corpi esiste un terzo corpo con una durezza molto elevata, si può avere *usura abrasiva*.

Lo studio dei fenomeni di usura ha evidenziato che, a fronte di tanti diversi *processi* di usura, si hanno solo quattro *meccanismi* fondamentali di usura:

- adesione
- triboossidazione
- abrasione
- fatica superficiale

Ogni *processo* di usura, definito sulla base delle caratteristiche del moto relativo tra i corpi a contatto, è quindi caratterizzato da uno o più di questi quattro *meccanismi* di usura, definiti in base ai fenomeni chimico-fisici che intervengono per formare i detriti e quindi usurare il materiale.

In tabella 2.3 [1] per ogni processo di usura sono riportati i meccanismi di usura principali che concorrono a determinarlo, oltre ad alcuni esempi di sistemi tribologici dove il processo di usura preso in considerazione può essere rilevante.

Solitamente, per un dato processo di usura, sono presenti più meccanismi di usura contemporaneamente, ma se consideriamo determinate condizioni di velocità e carico il meccanismo predominante è in genere uno solo.

Processo di usura	Meccanismi di usura predominanti	Esempi di sistemi tribologici
Strisciamento	Adesione Tribossidazione (abrasione)	-cuscinetti a strisciamento; -sistemi camma-punteria (con piattello); -slitte; -accoppiamento disco freno-pastiglia; -utensili per asportazione di truciolo; -stampi per forgiatura, filatura, estrusione;
Sfregamento (fretting)	Adesione Tribossidazione	-collegamenti ad attrito o flangiati, rivettature o bullonature, in presenza di vibrazioni; -contatti di interruttori elettrici;
Rotolamento	Fatica superficiale	-cuscinetti volventi; -sistema camma-punteria (con rullo);
Strisciamento-Rotolamento	Fatica superficiale Adesione (Tribossidazione)	-fianchi dei denti degli ingranaggi; -sistema ruota-rotaia; -cilindri di laminazione;
Impatto	Fatica superficiale (Adesione, Tribossidazione)	-sistemi di martellatura; -chiusure di stampi;
Abrasione da particelle dure	Abrasione	-componenti di sistemi di macinazione e frantumazione dei minerali; -componenti di sistemi di trasporto materiali particellari; -lavorazioni con mole abrasive; -stampi per metallurgia delle polveri; -estrusori;
Erosione	Abrasione	-tubazioni per slurries; -giranti in pompe per slurries; -cicloni separatori; -palette di turbine; -sistemi di taglio per water-jet; -processi di sabbatura;
Erosione per cavitazione	Fatica superficiale	-palette di turbine; -parti di pompe; -cuscinetti a strisciamento funzionanti ad alta velocità;

Tab. 2.3 – Principali processi di usura, con elenco dei meccanismi di usura predominanti e alcuni esempi di sistemi tribologici [1]

A seconda del meccanismo d'usura che agisce, si riscontrano grandi differenze per quanto riguarda il valore del tasso d'usura W , l'aspetto delle piste d'usura e dei detriti. Proprio sulla base di queste differenze, sono state sviluppate diverse tecniche di *failure analysis* delle superfici di usura, sulle zone sub-superficiali e sui frammenti di usura, allo scopo di riuscire a comprendere quale meccanismo di usura sia stato predominante in un determinato processo.

Per quanto riguarda il tasso d'usura W , questo è convenzionalmente definito come il rapporto tra il volume di materiale asportato V per usura e la distanza di strisciamento s :

$$W = \frac{V}{s} \quad \left[\frac{m^3}{m} \right]$$

Per una data geometria di contatto, W risulta essere funzione di molti parametri, come la velocità relativa dei corpi a contatto, la loro temperatura iniziale, il carico applicato e le proprietà termiche, meccaniche e chimiche dei materiali a contatto. Per una dato sistema tribologico, il meccanismo d'usura dominante risulta essere quello che produce il più alto tasso d'usura W .

Dato il ruolo fondamentale dei meccanismi di usura nel determinare la quantità di materiale asportato, e quindi la durata di un certo componente, è chiara l'importanza di riuscire a prevedere già in fase di progetto il meccanismo di usura prevalente: questo infatti permetterebbe di controllare ogni processo di usura, predisponendo interventi adeguati, già in fase di progettazione, e non solo in fase di manutenzione.

2.4.2 Meccanismi di usura

Come risulta dalla tabella 2.3, i meccanismi che terminano l'usura superficiale durante il processo di strisciamento, sono l'adesione e la tribossidazione; tuttavia, se il sistema tribologico è caratterizzato dalla presenza di particelle dure, si può avere anche abrasione. Come riportato in precedenza, questa trattazione intende approfondire la problematica dello strisciamento a secco tra acciai, quindi nel seguito verrà dedicato il dovuto spazio alla spiegazione dei tre meccanismi appena citati, mentre si farà solo un accenno al meccanismo di usura per fatica superficiale.

2.4.2.1 Usura adesiva

Con il termine usura adesiva si intende il meccanismo di usura tra due corpi dove fenomeni di deformazione plastica e di adesione tra le asperità svolgono un ruolo predominante nella formazione del frammento.

Storicamente questo meccanismo è descritto dalla *teoria di Archard*, anche se l'attuale interpretazione ha subito delle modifiche rispetto alla teoria originale, soprattutto grazie alle moderne tecniche di *failure analysis* che hanno permesso di comprendere meglio i fenomeni reali. Il punto di partenza della teoria di Archard è l'ipotesi di deformazione plastica delle asperità a contatto con la susseguente formazione di giunzioni plastiche per adesione; alcune di queste giunzioni possono essere più resistenti del materiale che costituisce i corpi a contatto, e si può quindi avere una frattura all'interno del materiale con la formazione di un frammento d'usura. Appare quindi evidente come il tasso d'usura W sia proporzionale all'area di contatto A_r :

$$W = K_{AD}A_r = K_{AD} \frac{F_N}{H} \quad (1.13)$$

avendo posto $A_r = F_N/H$. La relazione 1.13 è detta *equazione di Archard* e la costante adimensionale K_{AD} , detta *coefficiente di usura adesiva*, rappresenta la frazione di giunzioni che danno luogo alla formazione di un frammento di usura.

Si può riscrivere la relazione 1.13 nel modo seguente:

$$V = K_{AD} \frac{F_N}{H} s$$

dove V rappresenta il volume di materiale che abbandona il sistema tribologico e s il percorso di strisciamento. Da questa relazione appare che il volume rimosso per usura V è direttamente proporzionale alla distanza percorsa s e al carico F_N , anche se quest'ultima affermazione non è del tutto vera perché possono verificarsi delle transizioni nel tasso d'usura al variare del carico.

Come si è detto, sono state apportate delle modifiche alla teoria di Archard in seguito all'osservazione di particolari fenomeni che avvengono presso le asperità a contatto durante lo strisciamento, di cui è necessario tenere conto per capire il meccanismo di usura e, in particolare, approfondire il significato del coefficiente d'usura adesiva.

Un primo importante fenomeno è legato al fatto che le ripetute deformazioni plastiche delle asperità possono indurre locali fenomeni di fatica oligociclica o di accumulazione della deformazione plastica per *ratchetting*; con il termine *ratchetting* si intende una continua accumulazione di deformazione plastica dovuta all'adesione a ogni sollecitazione, che può venire quando la sollecitazione è superiore a un valore critico. Questi processi possono coinvolgere anche estese zone sub-superficiali e contribuire all'indebolimento locale del materiale e quindi alla formazione di un frammento d'usura.

Il secondo fenomeno da tenere in considerazione è dovuto invece al fatto che raramente il frammento abbandona subito il sistema tribologico: può infatti trasferirsi sul materiale antagonista formando uno strato di trasferimento, o, nel caso di strisciamenti prolungati, mescolarsi con altri frammenti provenienti dall'antagonista e formare uno *strato tribologico* sulla superficie dei corpi a contatto.

Inoltre, si può avere anche un assorbimento di ossigeno dall'atmosfera esterna che può produrre la formazione di ossidi che partecipano alla formazione dello strato tribologico (questo fenomeno sarà discusso in dettaglio nel prossimo paragrafo).

In genere quindi l'usura adesiva è il risultato dei seguenti eventi:

- deformazione plastica superficiale, con una componente di fatica oligociclica e di ratchetting;
- possibile trasferimento di frammenti di materiale sull'antagonista;
- formazione dello strato tribologico, quando la deformazione plastica accumulata ha raggiunto un valore critico;
- formazione di frammenti per frantumazione dello strato tribologico o in seguito alla nucleazione e propagazione di una cricca all'interfaccia strato tribologico\materiale sottostante; la nucleazione di cricche risulta possibile poiché le ingenti deformazioni plastiche a cui è sottoposto il materiale danno origine a microstrutture complesse caratterizzate da un elevato numero di difetti.

Nonostante la complessità di questi fenomeni, la legge di Archard continua a essere valida; quello che cambia è l'interpretazione del coefficiente di usura adesiva, come è di seguito illustrato. Considerando che il coefficiente di usura adesiva K_{AD} è legato alla probabilità che una giunzione dia luogo a un frammento di usura, si può affermare che K_{AD} dipenda direttamente dal lavoro di adesione, dato che la possibilità di formare giunzioni resistenti è maggiore nel caso di accoppiamenti caratterizzati da un elevato valore di W_{12} . Inoltre K_{AD} risulta inversamente proporzionale alla resistenza alla fatica oligociclica o al ratchetting dei materiali che costituiscono l'accoppiamento. Dato che in prima approssimazione si può ritenere che la resistenza alla fatica oligociclica o al ratchetting dipenda direttamente dalla durezza, si può affermare che:

$$K_{AD} \propto \frac{W_{12}}{H} \quad (1.14)$$

e quindi, ricordando la relazione 1.11:

$$K_{AD} \propto \mu_{AD} \quad (1.15)$$

Per quanto è stato detto finora, risulta che allo scopo di diminuire l'usura per adesione, è possibile agire prendendo alcuni provvedimenti: evitare i contatti metallo-metallo, ad esempio tramite la lubrificazione; evitare contatti tra metalli simili in modo da avere un valore del lavoro di adesione W_{12} più basso; ridurre i carichi applicati in fase di progettazione e aumentare la durezza dei materiali a contatto, tramite opportuni trattamenti superficiali.

Inoltre, alcune ricerche sperimentali sugli acciai hanno mostrato che la resistenza all'usura adesiva dipende anche dalla microstruttura iniziale, e aumenta nel seguente ordine: microstruttura con carburi sferoidizzati, martensite, bainite e perlite lamellare.

L'usura del sistema tribologico a cui si è fatto riferimento è data dalla somma dei volumi di usura relativi ai due corpi a contatto; in genere, se un materiale è molto più duro dell'altro, all'usura contribuisce solo il corpo più tenero e si può ritenere che il tasso d'usura fornito dall'equazione 1.13 si riferisca al materiale più tenero. Se però i due corpi hanno durezza comparabile, entrambi contribuiscono a determinare il volume totale di usura; in questo caso la relazione 1.13 può ancora essere utilizzata ma bisogna considerare che dipende, come la durezza, dal materiale a cui fa riferimento.

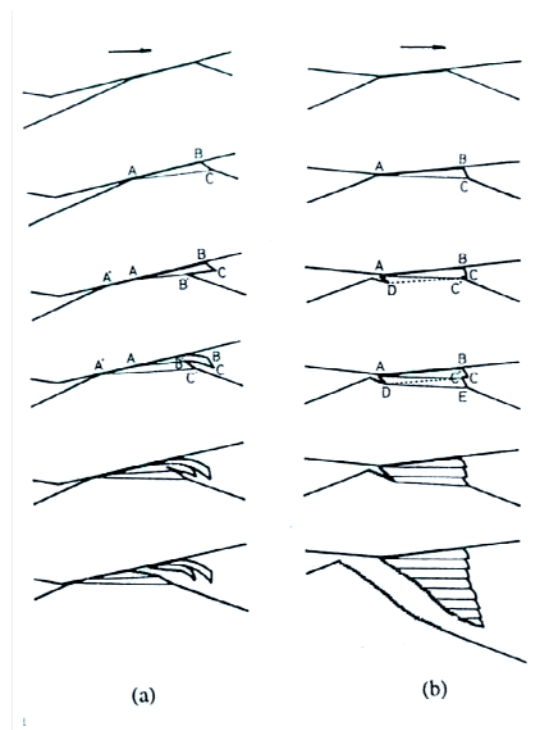


Fig. 2.22 a) – modalità di deformazione durante il meccanismo di adesione. [5]

I frammenti di usura possono avere diverse morfologie. Se la durezza dello strato tribologico è simile a quella delle zone sub-superficiali, i frammenti che si formano hanno la tipica morfologia a scaglie mostrata in figura 2.23 [1]; in questo caso si parla anche di usura per *delaminazione*. Questo tipo di frammenti proviene dallo strato tribologico che si forma nel corso dello strisciamento, e presentano una microstruttura a grano fine. Questa situazione è associata ad una superficie di scorrimento ruvida e irregolare, che a sua volta è associata ad un coefficiente d'attrito che presenta variazioni frequenti entro un ampio range di valori.

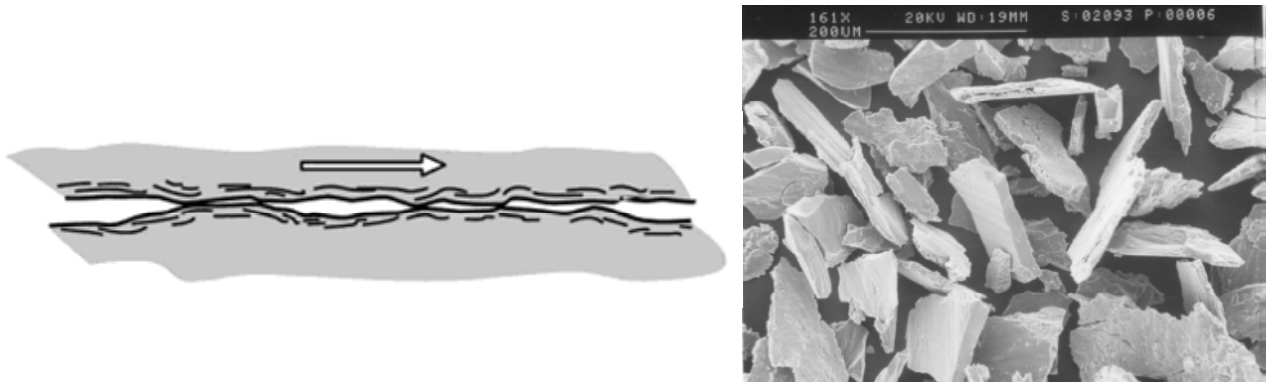
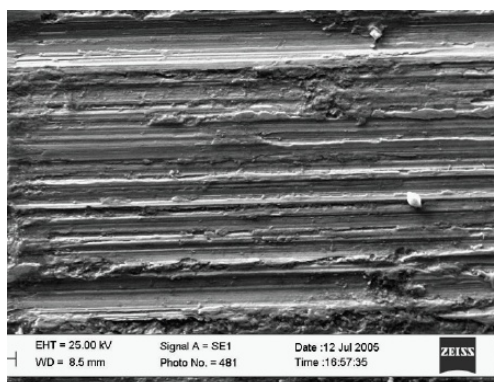
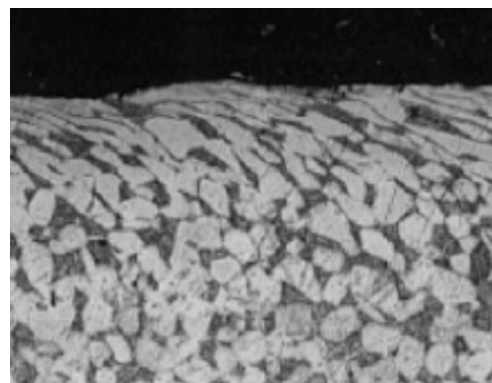


Fig. 2.23 – Meccanismo di *de laminazione* e frammenti di usura adesiva in forma di scaglie [1]

Se invece la durezza delle zone sub-superficiali è molto inferiore a quella dello strato tribologico, lo strato spesso penetra all'interno del metallo base e quindi non si formano scaglie, ma frammenti di forma irregolare e spessore non molto inferiore alla loro larghezza; anche questo tipo di frammenti presenta una microstruttura con un grano molto fine. A questo secondo tipo di detriti è associata una superficie di scorrimento liscia, con scanalature e creste lunghe ma poco profonde. In questo caso, il valore del coefficiente d'attrito risulta più regolare. Le piste d'usura manifestano la presenza di zone di deformazione plastica con la presenza di evidenti solcature e strati di trasferimento; gli strati sub-superficiali manifestano un evidente flusso plastico nella direzione dello strisciamento (figure 2.24 a) [10] e b) [1] [6])



(a)



(b)

Fig. 2.24 – (a) [10] Pista d'usura che presenta solcature e (b) [1] intensa deformazione plastica dello strato sub-superficiale in seguito al fenomeni di usura adesiva

2.4.2.2 Usura tribossidativa

L'usura tribossidativa è un caso particolare di usura corrosiva, cioè di usura favorita dall'interazione delle superfici a contatto con un ambiente aggressivo. Tuttavia, l'ambiente in cui viene a trovarsi gran parte dei sistemi tribologici è l'aria, ricca in ossigeno; nella gran parte dei casi quindi l'aggressione ambientale comporta un'ossidazione superficiale, e il meccanismo di usura che ne deriva, la tribossidazione appunto, è dato dalla combinazione del processo ossidativo e dall'azione meccanica in corrispondenza delle due superfici a contatto.

L'usura può essere influenzata dalla temperatura, poiché questa facilita l'ossidazione delle superfici metalliche a contatto; all'aumentare delle zone ossidate corrisponde in genere una diminuzione del tasso d'usura, solitamente associato a un cambiamento della natura dei detriti, che da metallici diventano ossidati.

Lo strato di ossido agisce come una barriera, separando la superficie del metallo dall'aria dell'ambiente, in modo da proteggerla da un'ulteriore ossidazione; inoltre, lo strato di ossido può anche proteggere il materiale da un'eccessiva usura, impedendo il contatto metallo-metallo.

In genere si usa distinguere tra *usura tribossidativa diretta* e *usura tribossidativa a basse velocità di strisciamento*.

L'usura tribossidativa diretta, o *mild-oxidational wear* (dove mild, cioè moderata, non si riferisce al valore del tasso d'usura ma all'estensione della zona ossidata) secondo la definizione di Lim e Ashby [4], è descritta attraverso il modello di Quinn. Questo regime si verifica ad elevate velocità di strisciamento, superiori a 1 m/s negli acciai, o quando i materiali a contatto si trovano a temperature molto elevate; in entrambi i casi la temperatura di flash T_f raggiunge valori così elevati da promuovere un'ossidazione diretta delle asperità a contatto, con una cinetica di reazione abbastanza elevata; per gli acciai questo fenomeno si verifica per una temperatura di flash di circa 400°C.

L'elevata temperatura di flash promuove dunque la formazione di ossido in corrispondenza delle asperità; lo strato di ossido cresce finché, una volta raggiunto uno spessore critico Z_c (che nel caso di acciai vale circa 10 μm), dopo un intervallo di tempo t_c , si rompe e in questo modo forma un frammento di usura. Ciò avviene poiché in queste condizioni di velocità e per carichi non troppo elevati lo strato di ossido è sottile, irregolare e fragile. La superficie a questo punto è in grado di ossidarsi nuovamente e il processo continua.

In figura 2.25 [8] è schematizzato il processo appena illustrato:

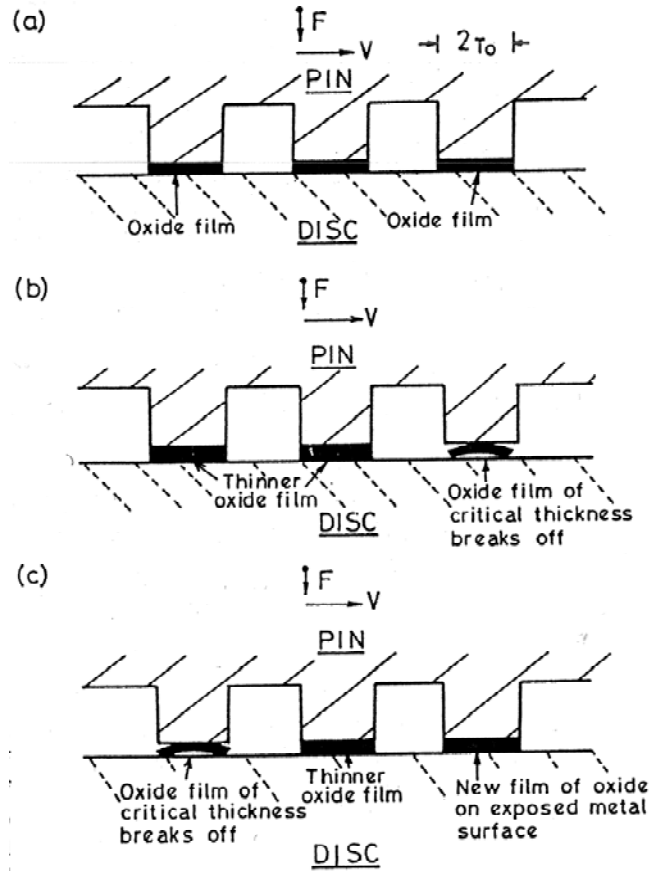


Fig. 2.25 – Schematizzazione del processo di formazione dell'ossido in regime di usura tribossidativa diretta: lo strato di ossido si forma in corrispondenza delle asperità a contatto (a), viene raggiunto lo spessore critico in una delle asperità e lì lo strato di ossido si rompe (b), si forma un nuovo strato di ossido in corrispondenza dell'asperità nuovamente esposta all'ossigeno atmosferico, mentre si rompe lo strato di ossido in corrispondenza di un'altra asperità (c) [8]

Poiché l'ossidazione coinvolge essenzialmente le asperità che vengono a contatto, anche in questo caso il tasso d'usura W dipende direttamente dall'area di contatto A_r , oltre che, naturalmente, dalla cinetica dell'ossidazione. W può quindi essere espresso con le seguente relazione:

$$W = \frac{V}{s} = \frac{Z_c A_r}{v t_c} = \frac{C k F_N}{v Z_c H} = K_{OX} \frac{F_N}{H} \quad (1.16)$$

dove C è una costante del materiale che dipende dalla stechiometria della reazione di ossidazione e vale $3,4 \cdot 10^{-4} \text{ m}^3/\text{kg}$ nel caso di acciai con formazione di Fe_3O_4 ; v è la velocità di strisciamento, e k è il coefficiente di ossidazione esprimibile con la relazione:

$$k = A \exp \left[-\frac{Q}{RT_f} \right]$$

dove A è la costante di Arrhenius, Q è l'energia di attivazione del processo di ossidazione e R è la costante dei gas.

E' da notare che la relazione 1.16 è molto simile alla relazione 1.13 che rappresenta la relazione di Archard; in questo caso però il coefficiente di usura dipende dalla velocità di strisciamento e dalla risposta del materiale all'ossidazione.

La costante K_{OX} , introdotta nella relazione 1.16, prende il nome di coefficiente di usura tribossidativa, e risulta, per uno stesso accoppiamento, inferiore di uno o due ordini di grandezza rispetto al coefficiente di usura adesiva K_{AD} : per questo motivo l'usura tribossidativa prende anche il nome di *usura moderata* (in inglese *mild wear*). Ciò è dovuto al fatto che gli ossidi superficiali svolgono un'azione lubrificante e protettiva, portando come conseguenza un'usura moderata e un basso coefficiente d'attrito.

Il comportamento in questo regime è influenzato non solo all'ossidazione e dai parametri che la regolano, ma, nel caso di acciai, anche dalla formazione di martensite. Infatti, quando un'asperità, che si trova alla temperatura di flash, perde il contatto con il materiale antagonista, viene temprata dalla conduzione di calore verso il componente di cui fa parte, che si trova ancora alla temperatura ambiente. La velocità di raffreddamento dell'asperità può facilmente essere abbastanza alta da formare martensite. La martensite ha una durezza più elevata, e quindi la sua formazione provoca un abbassamento del tasso d'usura W , secondo la relazione 1.16.

Quando la velocità di strisciamento è particolarmente elevata, superiore a 10 m/s nel caso di acciai, si può avere quello che Lim e Ashby [4] hanno definito *severe-oxidational wear*, dove ancora una volta il termine *severe*, cioè severa, è riferito all'estensione della zona ossidata e non al valore del tasso d'usura, che anzi può risultare inferiore rispetto al caso precedente.

In queste condizioni di velocità, e per carichi più elevati rispetto al caso precedente, si ha un'ossidazione superficiale molto intensa, caratterizzata dalla formazione di un strato di ossido superficiale continuo, spesso, che, a causa delle alte temperature che si sviluppano, può essere in grado di deformarsi plasticamente e perfino di fondersi localmente, nonostante il metallo sottostante non fonda. In questa situazione l'ossido riesce a spalmarsi uniformemente sulla superficie del materiale facendo sì che la diffusione del calore sia molto uniforme; questa situazione può far sì che l'usura sia più moderata rispetto al caso precedente.

L'esperienza mostra che si può avere usura tribossidativa, testimoniata dalla presenza di ossidi nei frammenti d'usura, anche a velocità di strisciamento basse, inferiori a 1 m/s, anche se in queste condizioni si raggiungono temperatura di flash relativamente basse, solitamente inferiori a 200°C. In questa situazione, il meccanismo di usura tribossidativa procede attraverso gli stadi schematizzati in figura 2.26 [8]: durante le fasi iniziali si ha la formazione di frammenti metallici a causa dell'adesione e dell'abrasione (a); nonostante una parte di questi frammenti abbandoni il sistema tribologico, dando origine ad usura, alcuni frammenti rimangono intrappolati tra le superfici a contatto. Questi frammenti vengono quindi frantumati in seguito a ripetute deformazione plastiche e fratture, che subiscono mentre si muovono liberamente tra le due superfici a contatto; in queste condizioni i frammenti vengono anche ossidati (b) e agglomerati a causa delle forze di adesione (c). L'ossidazione avviene nonostante la temperatura sia bassa, poiché i frammenti presentano elevata difettosità ed elevata area superficiale in contatto quindi con l'ossigeno dell'atmosfera. Se le condizioni di carico e strisciamento sono intense, si può formare uno strato tribologico costituito da scaglie sinterizzate con un'elevata capacità di sostenimento del carico (d). L'eventuale formazione di fratture fragili, usualmente in direzione ortogonale allo strisciamento, porta alla frammentazione dello strato tribologico, andando così a formare i frammenti d'usura (e). [8,9]

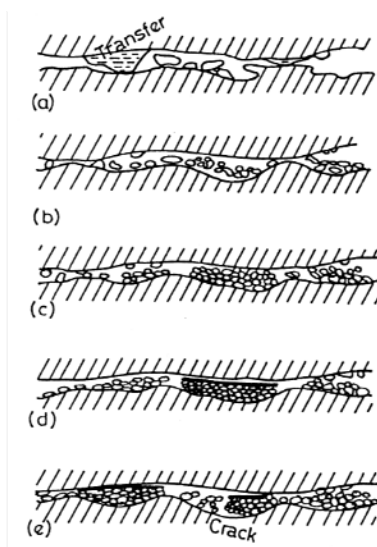


Fig. 2.26 – Generazione dei frammenti metallica (a), frantumazione e ossidazione dei frammenti che non abbandonano il sistema (b); alcuni frammenti vengono agglomerati (c) e si può avere la formazione di uno strato tribologico sinterizzato (d), rottura dello strato di ossido protettivo e sviluppo di un nuovo strato protettivo in altre zone (e)[8]

Anche per questo tipo di usura, il tasso d'usura W può essere espresso con una relazione simile alla 1.17 [1]; in questo caso però occorre fare riferimento alla temperatura media superficiale anziché alla temperatura di flash.

I singoli frammenti d'usura hanno dimensioni assai ridotte, intorno a $1\text{ }\mu\text{m}$ o meno; se agglomerati possono però formare detriti di dimensioni maggiori. Per quanto riguarda le piste d'usura, su di esse si può osservare la presenza di scaglie di ossidi. In figura 2.27 a) e b) sono riportati rispettivamente i frammenti d'usura e la superficie usurata relativi all'usura per strisciamento di un campione di Ti-6Al-4V in cui si può osservare chiaramente quanto è stato appena descritto:

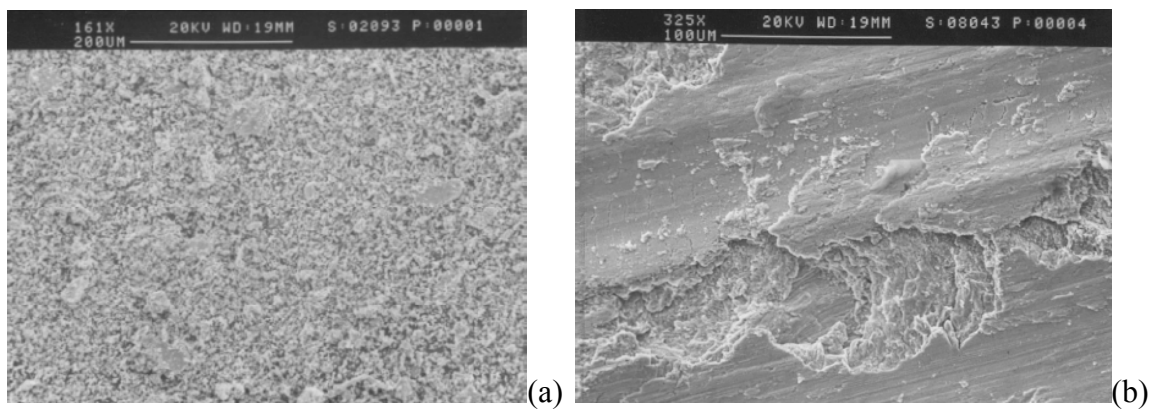


Fig. 2.27 – frammenti di usura (a) e superficie di usura (b) di un campione di Ti-6Al-4V dopo lo strisciamento a secco contro un antagonista in acciaio [1]

2.4.2.3 Usura abrasiva

L'usura abrasiva si verifica quando sono presenti particelle o asperità superficiali che abradono la superficie; perché si abbia abrasione, nel caso di materiali duttili, il corpo abrasivo deve avere una durezza superiore del 20÷30% rispetto a quella del corpo abraso. Tipici abrasivi sono il diamante, materiali ceramici come l'allumina, e carburi, nitruri e carbonitruri. Questo meccanismo di usura è molto importante, in quanto il 50% delle problematiche connesse con l'usura riguarda proprio fenomeni di usura abrasiva.

Come già spiegato in precedenza, l'interazione abrasiva può essere *a due corpi*, se l'azione abrasiva è dovuta alle asperità di uno dei due corpi a contatto o se le particelle dure sono incastonate in uno dei due corpi; e *a tre corpi*, se le particelle dure sono intrappolate e libere di rotolare tra i due corpi a contatto (Fig 2.28).

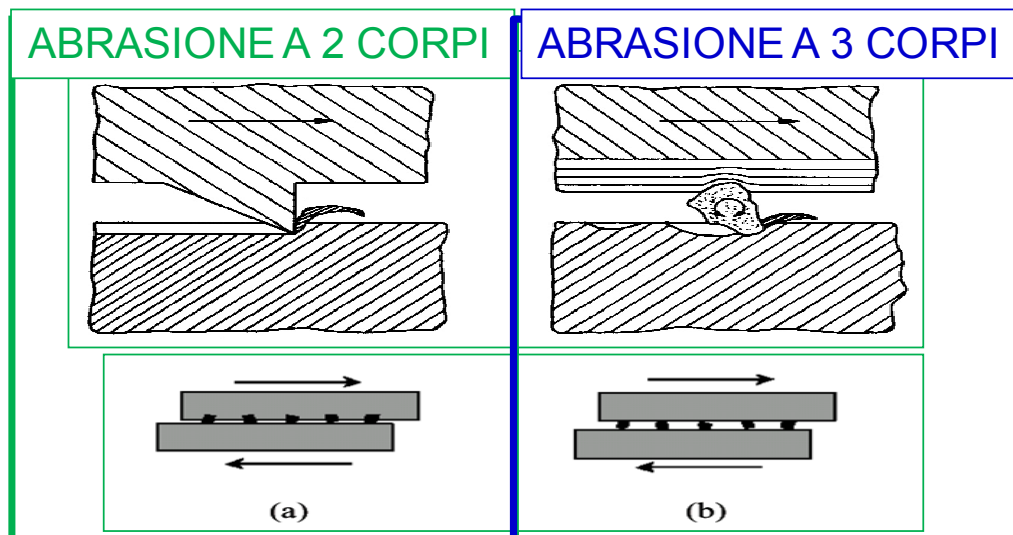


Figura 2.28 – modalità d'usura abrasiva: a) a due corpi, b) a tre corpi

Tramite la failure analysis è possibile capire se ci si trova nel caso di usura abrasiva a due corpi oppure a tre corpi: nel primo caso la superficie usurata presenta dei solchi, mentre nel secondo caso le particelle libere di rotolare generano una superficie "butterata" (figura 2.29 [10]).

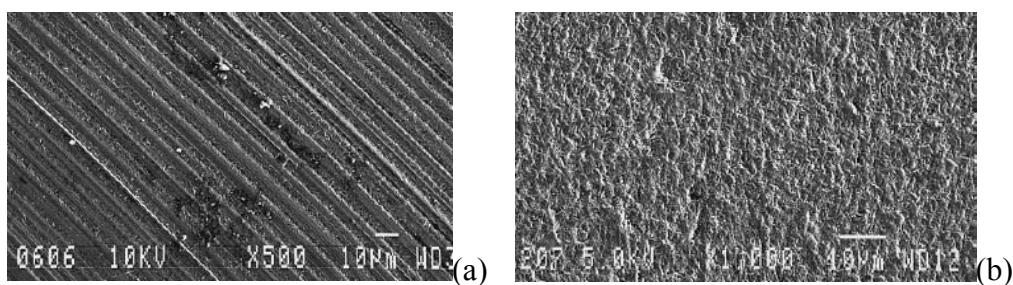


Fig. 2.29- Superfici d'usura dovute a interazione abrasiva a due (a) e a tre corpi (b) [10]

Il meccanismo di usura a due corpi può essere rappresentato con la schematizzazione in figura 1.28, dove il cono, che rappresenta l'asperità o la particella abrasiva, nel suo movimento esegue una deformazione plastica del materiale. Si possono presentare ora due casi limite, come illustrato in figura 2.30 [1]: nel primo caso, tutto il materiale fluisce plasticamente ai lati del solco (figura 2.30 a), in questo caso si parla di *aratura ideale* e l'usura è nulla, anche se la superficie è comunque danneggiata; nel secondo caso invece tutto il materiale deformato plasticamente viene rimosso (figura 2.30 b), si parla allora di *microtaglio* e l'usura è massima.

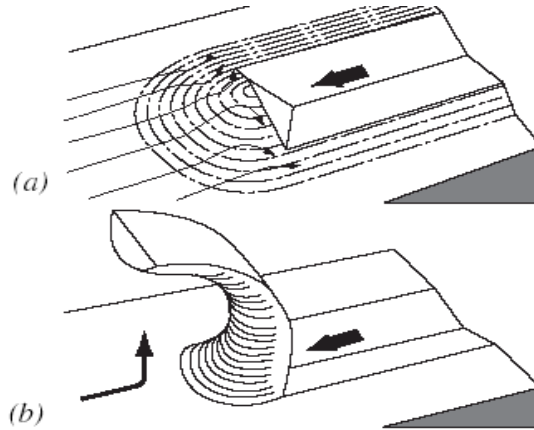


Fig. 2.30 – Schematizzazione dell'abrasione per aratura (a) e per microtaglio (b) [1]

Considerando l'usura per microtaglio, dalla schematizzazione di figura 2.10 è facile verificare che il tasso d'usura W vale:

$$W = \frac{A_p s}{s} = A_p$$

dove s è la distanza percorsa e A_p è la sezione del solco creato dal cono ($A_p = r^2 \tan \theta$, come illustrato in precedenza). Considerando che all'equilibrio $F_N = \frac{1}{2} \pi r^2 p_y = \frac{1}{2} \pi r^2 H$, si ottiene:

$$W = \frac{2 \tan \theta}{\pi} \frac{F_N}{H} = K_{ABR} \frac{F_N}{H} \quad (1.17)$$

che è analoga alle equazioni 1.13 e 1.16; la costante K_{ABR} è detta coefficiente di usura abrasiva, e considerando la relazione 1.12 si ottiene:

$$K_{ABR} = \mu_{ABR} \quad (1.18)$$

Aumentando la spigolosità delle particelle abrasiva, si ha un aumento dell'angolo di attacco θ e di conseguenza dell'usura per abrasione.

L'usura per microtaglio si ha quando l'angolo d'attacco θ è molto elevato, tipicamente superiore a 40° ; in questo caso il coefficiente K_{ABR} è anch'esso molto elevato, superiore a 0,5. Nella realtà

tuttavia i valori di Θ sono inferiori e distribuiti intorno ad un valore medio, dato che le particelle abrasive sono caratterizzate da spigoli abrasivi con diverse orientazioni e possono frantumarsi durante il contatto. Per esempio, per un angolo Θ compreso tra i 5° e i 30° , si ha che K_{ABR} va da 0,05 a 0,37; in effetti il coefficiente di usura adesiva può assumere valori inferiori, poiché al diminuire dell'angolo Θ si osserva una transizione da microtaglio a aratura ideale. In genere quindi è necessario porre:

$$W = \Phi \frac{F_N}{H}$$

dove Φ è una costante compresa tra 0, nel caso di aratura ideale, e 1, nel caso di microtaglio. La costante Φ dipende dalla geometria dell'agente abrasivo (secondo quanto si è detto, aumenta all'aumentare dell'angolo di attacco Θ), e dalle proprietà di scorrimento plastico del materiale, in particolare la sua duttilità. In genere la duttilità è inversamente proporzionale alla durezza, per cui si riscontra una dipendenza di Φ dalla durezza del materiale.

Riscrivendo la relazione 1.17 nel modo seguente:

$$V = \frac{2 \tan \Theta}{\pi} \frac{F_N}{H} s$$

appare subito chiaro che il volume rimosso per abrasione è direttamente proporzionale all'angolo di attacco, al carico e al percorso, mentre è inversamente proporzionale alla durezza.

Da quanto appena detto, risulta che per diminuire il fenomeno dell'usura abrasiva è opportuno scegliere materiali con elevata durezza e adeguata tenacità alla frattura.

Nel caso di usura a tre corpi, il coefficiente di usura abrasiva K_{ABR} è inferiore rispetto al caso di usura a due corpi, e tipicamente varia tra 10^{-3} e 10^{-4} . Questo è dovuto al fatto che le particelle possono rotolare tra i corpi a contatto dissipando così energia e arrotondando i loro spigoli.

2.4.2.4 Usura per fatica superficiale

Questo tipo di usura è indotto da sollecitazioni superficiali cicliche, anche in presenza di lubrificazione. Questo fenomeno avviene tipicamente nel caso di contatti non conformi, quando almeno uno dei due corpi rotola sull'altro. Una sollecitazione superficiale periodica può infatti indurre un'accumulazione di danneggiamento nel materiale, di solito nelle zone sub-superficiali dove si ha il massimo sforzo di taglio, con la nucleazione e la successiva propagazione di una cricca di fatica. In seguito alla propagazione della cricca, si può formare un frammento d'usura, che solitamente è di dimensioni elevate.

Come anticipato, questo meccanismo d'usura non viene approfondito in quanto non viene coinvolto nel processo di usura per strisciamento.

2.4.2.5 Altri meccanismi di usura

Accanto ai quattro meccanismi classici dell'usura, ve ne sono in realtà altri meno comuni ma talvolta molto importanti.

Uno di essi è l'usura per *fusione*. Questo meccanismo diventa importante quando la temperatura di flash è così elevata da causare la fusione delle asperità e delle regioni sottostanti. In questo caso il coefficiente d'attrito è basso a causa dell'azione lubrificante esercitata dal metallo fuso; l'usura è però elevata dato che il metallo fuso viene rapidamente rimosso dal sistema tribologico sotto forma di particelle incandescenti.

Si può avere anche usura per *grippaggio* quando l'area reale di contatto tende all'area nominale di contatto, in seguito ad elevati carichi applicati, con conseguente massiccia asportazione di materiale.

Con particolari combinazioni di materiali a contatto e in condizioni di elevate pressioni e temperature si può avere infine usura *da diffusione*.

2.4.3 Usura per strisciamento a secco negli acciai

I meccanismi che determinano il danneggiamento superficiale tra due corpi a contatto e in mutuo strisciamento sotto carico sono in genere l'*adesione* e la *tribossidazione*; se però il sistema tribologico è caratterizzato da particelle dure si può avere anche *abrasione*. Quando è presente, l'usura abrasiva da particelle dure è molto più intensa di quella indotta dall'adesione o dalla tribossidazione, e determina l'intensità del processo di usura.

Come è stato illustrato in precedenza, quando le condizioni tribologiche permettono l'instaurarsi di usura tribossidativa, il tasso d'usura è inferiore rispetto al caso di usura adesiva. Per questo motivo si dice che, in condizioni di usura tribossidativa, l'usura è *moderata*, mentre se il meccanismo di usura predominante è l'adesione, allora si dice che l'usura è *severa*.

Durante lo strisciamento tra due corpi a contatto, il volume di usura aumenta con la distanza di strisciamento secondo il tipico andamento schematizzato nelle figura 2.31 [1].

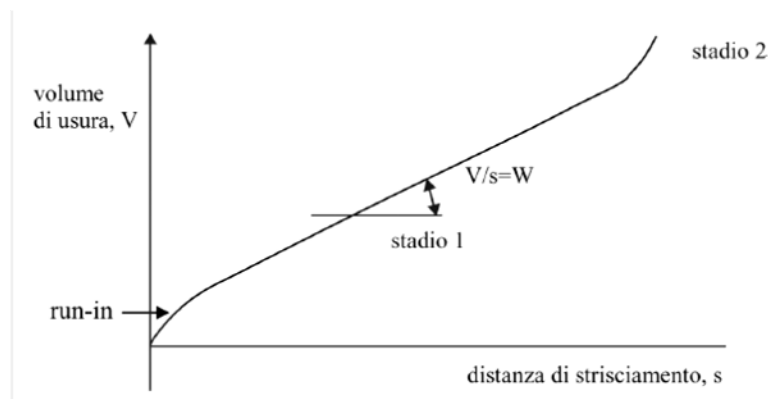


Fig. 2.31 – Andamento del volume di usura con la distanza di strisciamento [1]

Si possono distinguere tre fasi:

- 1) *run-in* o rodaggio: in questa fase il tasso d'usura è generalmente molto alto; infatti, le superfici a contatto si usurano finché la conformità del contatto è ottimizzata, annullando per esempio eventuali disallineamenti, o finché le superfici vengono pulite dalla presenza di eventuali contaminanti.
- 2) *stadio 1*: è uno stadio stazionario raggiunto dopo il run-in, caratterizzato in genere da un coefficiente di usura inferiore; questo è lo stadio principale del processo tribologico, controllato da uno dei meccanismi di usura;

- 3) *stadio 2*: può accadere che, dopo una certa distanza di strisciamento, si abbia una transizione nel tasso d'usura, che può aumentare come mostrato in figura ma anche diminuire, a causa di una transizione nel meccanismo di usura.

In genere, la formazione dello strato tribologico ossidato non è immediata, e la fase di run-in può per questo essere caratterizzata da usura severa, adesiva o abrasiva, seguito da uno stato stazionario caratterizzato da usura moderata tribossidativa.

Durante lo strisciamento a secco di metalli si assiste spesso a una transizione da usura tribossidativa moderata, a usura adesiva severa al raggiungimento di una *temperatura superficiale critica*, che dipende dalla pressione di contatto e dalla velocità di strisciamento. Al raggiungimento di tale temperatura, il metallo va incontro a fenomeni di addolcimento, che indeboliscono notevolmente le zone sub-superficiali. In queste condizioni, il metallo non è più in grado di supportare lo strato di ossido, che quindi si frantuma, permettendo così che avvenga il contatto diretto metallo-metallo. Di conseguenza, viene favorita la transizione a usura adesiva, con conseguente notevole aumento del tasso d'usura. Per gli acciai questa temperatura superficiale critica è intorno a 200°C.

Se il carico F_N e la velocità di strisciamento v sono sufficientemente bassi, la temperatura critica non viene raggiunta e dunque l'usura tribossidativa, una volta raggiunta, permane per tutta la durata dello strisciamento; se al contrario F_N e v sono assai elevati, allora si può avere l'instaurarsi di un regime di usura severa subito dopo il run-in.

Dalle relazioni 1.13 e 1.16, si evince che il tasso d'usura W può essere espresso con la seguente equazione generale:

$$W = K \cdot \frac{F_N}{H}$$

dove K è il *coefficiente di usura* il cui valore dipende dal meccanismo che controlla il processo tribologico.

La resistenza allo strisciamento di un materiale dipende evidentemente dal rapporto:

$$K_a = \frac{K}{H}$$

che è chiamato *coefficiente di usura specifico* e si misura in m^2/N .

Per quanto riguarda gli acciai, K_a è usualmente compreso tra 10^{-15} e 10^{-13} nel caso di usura moderata tribossidativa, e assume invece valori intorno a 10^{-12} quando l'usura diventa adesiva. Variando la composizione chimica e adottando opportuni trattamenti termici, è possibile ottenere acciai con durezza molto elevate; questa possibilità è molto importante in quanto aumentando la durezza, l'acciaio diventa particolarmente capace di sostenere lo strato di ossidi compattati e non viene abraso dagli ossidi stessi durante lo strisciamento. Per tenere conto dell'effetto della durezza sul comportamento a strisciamento e per poter confrontare il comportamento di materiali con durezza diverse, è stato introdotto il concetto di pressione normalizzata p' :

$$p' = \frac{F_N}{A_N H} = \frac{p_0}{H}$$

Utilizzando questo parametro, Lim e Ashby [4] hanno prodotto una mappa, chiamata *mappa di Ashby*, in base a numerosi dati raccolti dalla letteratura. Questa mappa, mostrata in figura 2.32 [1], individua le regioni dove prevalgono i regimi di usura moderata o usura severa, in funzione della pressione normalizzata p' e della velocità di strisciamento v . La mappa è in scala doppio logaritmica per comprendere più ampi range di velocità e di pressioni nominali.

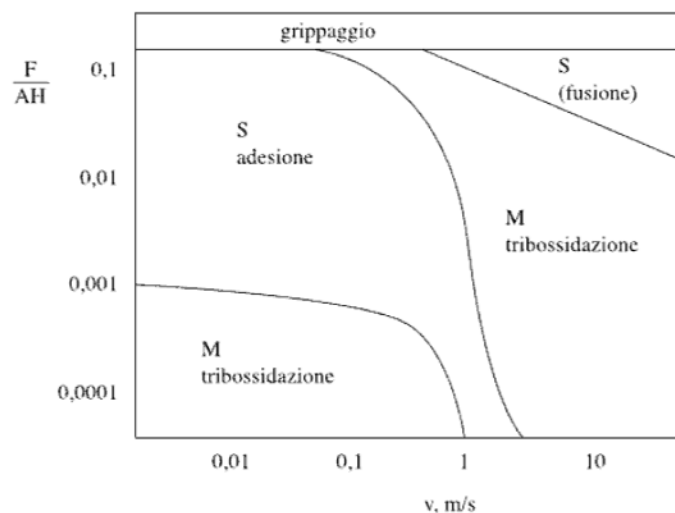


Fig. 2.32 – Schematizzazione della mappa d'usura per strisciamento a secco di acciai (M =usura moderata; S =usura severa) [1]

Si può osservare che per elevate pressioni nominali si ha grippaggio, indipendentemente dalla velocità di strisciamento; in queste condizioni si verifica un'usura adesiva estremamente severa.

Come riportato in precedenza, per bassi valori di pressione normalizzata e di velocità di strisciamento, l'usura è controllata dalla tribossidazione; aumentando i valori di questi due parametri si ricade invece nel caso di usura adesiva.

In corrispondenza di elevate velocità di strisciamento l'usura ritorna ad essere tribossidativa per quanto discusso in precedenza.

Infine, in corrispondenza di velocità e pressioni normalizzate molto elevate, si ha fusione delle zone a contatto e l'usura diventa molto severa.

Appare evidente che gli acciai che garantiscono migliori prestazioni a strisciamento sono quelli che presentano elevata durezza e sono in grado di mantenere una buona durezza anche a elevate temperature.

Per controllare l'usura da strisciamento, in modo che non risulti troppo elevata, è necessario verificare in fase di progetto che le condizioni di esercizio garantiscano un funzionamento nel campo dell'usura moderata tribossidativa; inoltre si possono prendere altri accorgimenti, come ad esempio realizzare contatti tra materiali con durezza simili e tribologicamente incompatibili, adottare la lubrificazione, e soprattutto verificare che non siano presenti particelle dure suscettibili di dare fenomeni di usura per abrasione.

2.5 TRIBOLOGIA DELLE SUPERFICI RIVESTITE – COATINGS TRIBOLOGY

La tribologia delle superfici rivestite entra in gioco quando i contatti tribologici non avvengono tra materiali massivi ma tra superfici rivestite [11].

2.5.1 Fenomeni che influenzano l'attrito

I principali parametri che influenzano l'attrito in un sistema tribologico in cui entrano in gioco superfici rivestite sono: durezza del rivestimento rispetto al substrato, spessore del rivestimento, rugosità superficiale e durezza e dimensioni dei detriti di usura (fig. 2.33).

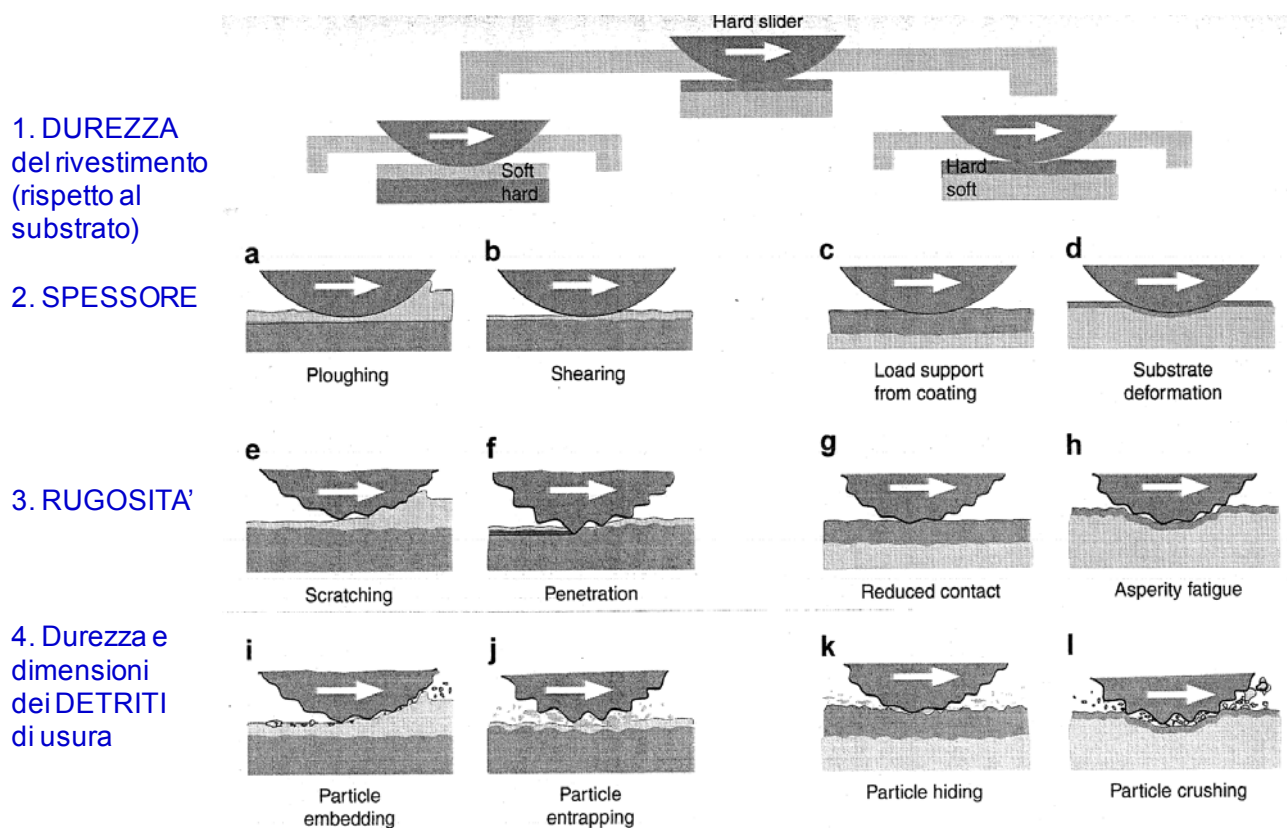


Fig. 2.33 - Meccanismi tribologici macromeccanici in superfici rivestite. Fenomeni che influenzano l'attrito in funzione di: durezza del rivestimento rispetto al substrato, spessore, rugosità, durezza e dimensioni dei detriti di usura. [12]

2.5.1.1 Durezza del rivestimento rispetto al substrato

Il rapporto fra la durezza rivestimento e quella del substrato è uno dei parametri principali nel determinare il comportamento tribologico di un sistema rivestito. Sono diverse le situazioni che si possono presentare:

a) *rivestimento soft su substrato hard*. Questa tipologia di accoppiamento viene utilizzato quando è necessario diminuire la componente adesiva dell'attrito: ciò è possibile perché il rivestimento soft garantisce una bassa resistenza a taglio (τ) che fa diminuire il coefficiente d'attrito. Contemporaneamente il substrato duro mantiene bassa l'area di contatto e di conseguenza la forza d'attrito. Alcuni esempi possono essere: Pb (o In) su acciaio, MoS₂ su acciaio da utensili, Ag su substrato ceramico.

$$\mu_{ad} = \frac{\tau_m}{H} \propto \frac{W_{12}}{H}$$

Un caso particolare di questo tipo si presenta anche quando, a seguito del contatto tribologico, un rivestimento duro si modifica dando luogo alla formazione di uno strato a basso sforzo di taglio nello strato più superficiale: è questo il caso di rivestimenti Diamond-Like-Carbon (DLC). Una trasformazione chimica dello strato superficiale del rivestimento, infatti, crea uno strato a basso τ che si forma durante lo strisciamento (per grafitizzazione) sulla superficie del rivestimento a base di C tipo diamante con elevata durezza intrinseca.

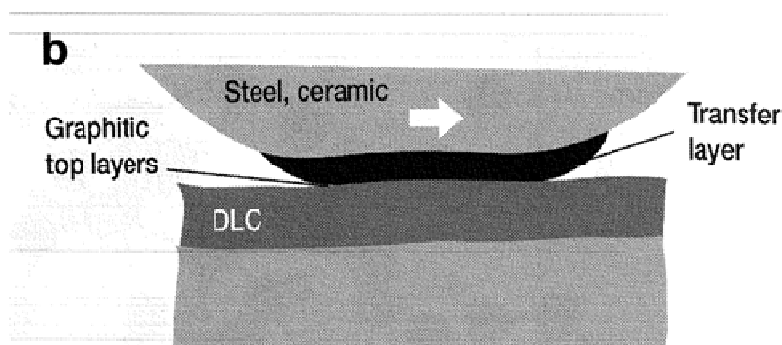


Fig. 2.34 - Meccanismo di riduzione dell'attrito nei rivestimenti DLC

b) rivestimento hard su substrato soft. Questa situazione è tipica per le leghe leggere (ad esempio Al), in cui l'applicazione di un rivestimento duro (come ad esempio un nitrato di Ti depositato CVD-PVD) genera notevoli problematiche. Il substrato a bassa durezza infatti, sotto l'azione del carico, si deforma e, conseguentemente, il rivestimento hard, per seguire l'andamento del substrato sottostante, si frattura (fig. 2.35). Il rivestimento hard fa diminuire la deformabilità superficiale e riduce l'usura soprattutto in condizioni abrasive; tuttavia, se il substrato tenero si deforma nelle condizioni di contatto, il rivestimento, pur aderendo correttamente, può subire cedimenti per frattura (effetto “*ice-on-mud*”, vetro su materasso o “*crème brûlée*”).

In generale quindi, quando si vuole depositare un rivestimento hard per migliorare la resistenza ad usura del componente, se il substrato non è in grado di supportare il carico applicato, occorre interporre uno strato di supporto che presenti una durezza intermedia (o comunque superiore a quella del substrato). La capacità di supportare un carico applicato è, infatti, funzione della durezza del materiale e di conseguenza della capacità di deformarsi del materiale stesso.

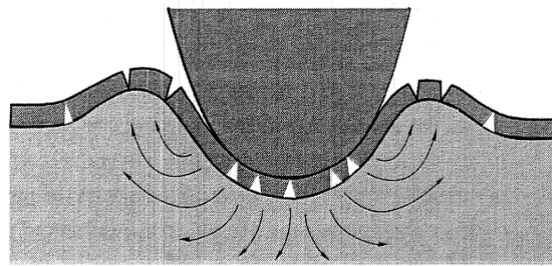


Fig. 2.35 – modalità di deformazione del rivestimento hard su substrato soft

2.5.1.2 Spessore del rivestimento

Se il rivestimento che viene depositato presenta spessori elevati, può essere in grado di provvedere autonomamente al supporto del carico, mentre un rivestimento sottile si affida completamente al substrato per il supporto del carico applicato. Lo spessore del rivestimento influenza la distribuzione delle tensioni in superficie e all'interfaccia rivestimento-substrato, condizionando attrito ed usura. Analizziamo le differenti possibilità:

a) *Rivestimento soft sottile su substrato hard* (superfici lisce senza detriti). In questo caso il supporto del carico è garantito dal substrato hard, e il rivestimento soft riduce il coefficiente d'attrito se presenta una bassa resistenza a taglio. Se il rivestimento è sottile, la componente di solcatura è trascurabile e prevale lo scorrimento tangenziale (fig. 2.36 b).

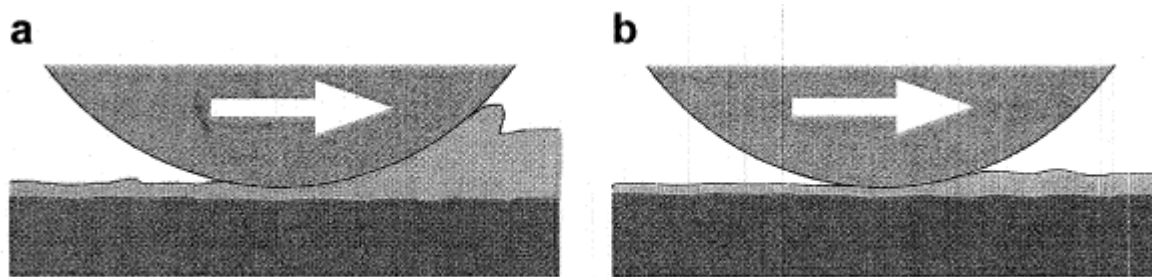


Fig. 2.36 – Influenza dello spessore del rivestimento sull'attrito. Rivestimento soft su substrato hard: a) spesso, alta componente di solcatura (ploughing); b) sottile, favorisce lo scorrimento tangenziale (shearing).

Analizzando il grafico di fig. 2.37 si può comprendere a pieno il legame tra coefficiente d'attrito e spessore del rivestimento: lo spessore ottimale è quello per cui il rivestimento risulta sufficientemente spesso da evitare di essere completamente attraversato dall'antagonista (penetrazione dell'antagonista nel rivestimento) e sufficientemente sottile per rendere trascurabile la componente di solcatura.

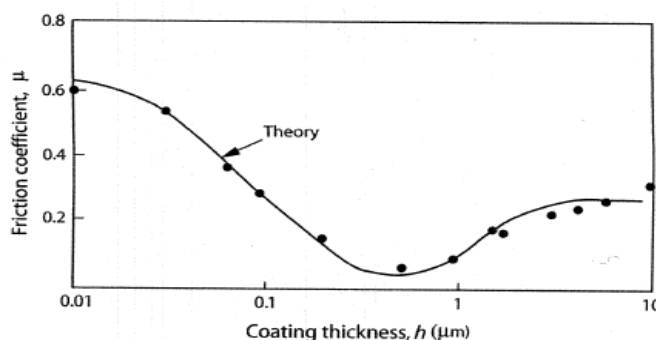


Fig. 2.37 – coefficiente d'attrito di un contatto Pb su acciaio in funzione dello spessore del rivestimento.

b) *Rivestimento soft spesso su substrato hard* (superfici lisce senza detriti). L'attrito in questo caso risulta elevato per effetto dell'elevata area di contatto (A_r) prodotta dalla deformazione dello strato *soft*, con bassa capacità di supportare il carico (essendo altamente deformabile). L'elevato spessore del rivestimento, infatti, limita l'effetto di supporto del carico prodotto dal substrato duro (fig. 2.36 a).

c) *Rivestimento hard sottile su substrato soft* (superfici lisce senza detriti). Come già accennato, se il rivestimento è sottile, non è in grado di supportare il carico e la deformazione è tutta a carico del substrato. Il rivestimento hard contribuisce a interrompere il contatto substrato-antagonista (può limitare la componente adesiva) e a ridurre, grazie alla sua alta H , la componente abrasiva per deformazione plastica; tuttavia, l'alto τ del rivestimento hard non dà luogo ad ulteriori riduzioni dell'attrito (fig. 2.38 b). Il rivestimento quindi si flette per seguire la deformazione del substrato; la ripetuta deflessione può portare a fenomeni di fatica con innesco di fratture nel rivestimento.

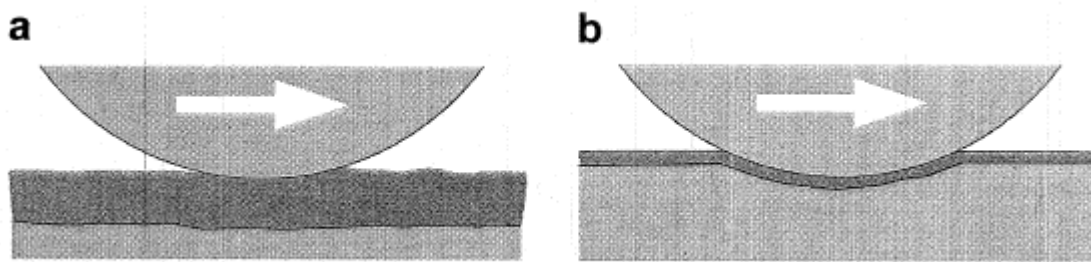


Fig. 2.38 - Influenza dello spessore del rivestimento sull'attrito. Rivestimento hard su substrato soft: a) spesso, supporto del carico da parte del rivestimento; b) sottile, deformazione del substrato.

d) *Rivestimento hard spesso su substrato soft* (superfici lisce senza detriti). Se il rivestimento è spesso, può contribuire autonomamente al supporto del carico, per cui la deformazione non coinvolge il substrato (né il rivestimento, data la sua alta durezza). Dal punto di vista dell'attrito, quindi, la situazione è più favorevole rispetto al caso precedente. (fig. 2.38 a). Tuttavia, non è sempre possibile depositare rivestimenti duri e spessi: questo ad esempio è possibile con tecniche di termospruzzatura (Thermal Spray) ma non con tecnologie PVD.

2.5.1.3 Rugosità superficiale

Anche la rugosità gioca un ruolo fondamentale nella resistenza all'attrito dei rivestimenti:

a) *Rivestimento soft spesso su substrato hard* (senza detriti). Il materiale ad elevata deformabilità viene solcato dall'antagonista (fig. 2.39 a), ma in generale si può affermare che la rugosità non ha un effetto particolarmente significativo sull'andamento del coefficiente d'attrito, come osservabile dal grafico di fig. 2.40.

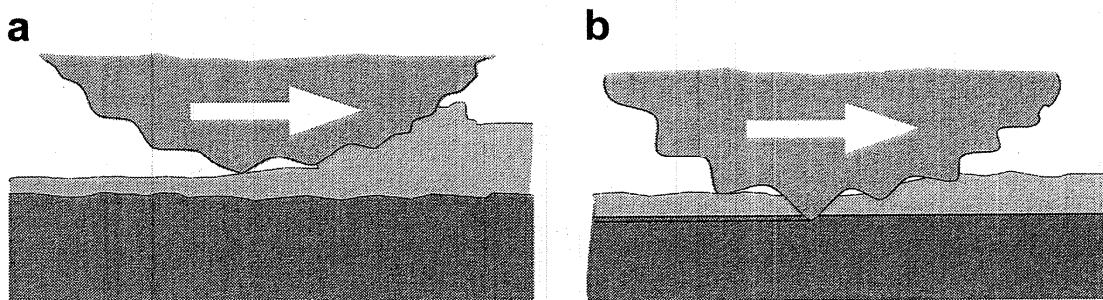


Fig. 2.39 - Influenza della rugosità. Rivestimento soft su substrato hard: a) spesso, graffiatura (scratching); b) sottile, penetrazione (penetration).

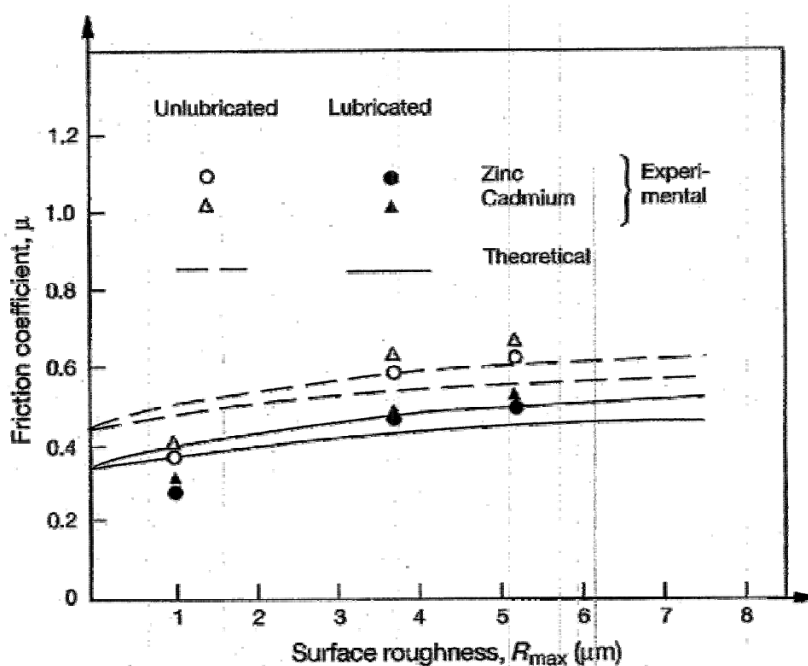


Fig. 2.40 – Coefficiente d'attrito in funzione della rugosità superficiale.

b) *Rivestimento soft sottile su substrato hard* (senza detriti). Ritornando al grafico di fig. 2.37, ci troviamo nella zona con spessori minimi del rivestimento, in cui il coefficiente d'attrito aumenta nuovamente per effetto della penetrazione dell'antagonista attraverso il rivestimento (fig. 2.39 b).

c) *Rivestimento hard spesso su substrato soft* (senza detriti). L'elevato spessore permette al rivestimento di supportare il carico applicato, quindi il contatto si verifica su un'area limitata in corrispondenza delle asperità con alte pressioni di contatto (fig. 2.41 a). In queste condizioni si possono sviluppare fenomeni di “bloccaggio” reciproco (*interlocking*) delle asperità dure e l'attrito può risultare elevato.

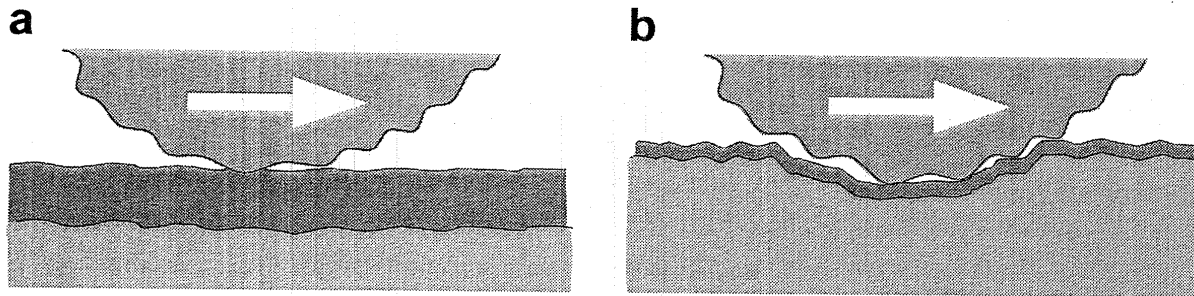


Fig. 2.41 - Influenza della rugosità. Rivestimento hard su substrato soft: a) spesso, riduzione dell'area di contatto e interazione delle asperità (alti μ); b) sottile, fenomeni di fatica a carico delle asperità (alta usura).

b) *Rivestimento hard sottile su substrato soft* (senza detriti). Lo spessore sottile comporta assenza di effetti di supporto del carico ad opera del rivestimento, con una conseguente deflessione ciclica del rivestimento (fig. 2.41 b). Questa ciclicità delle interazioni fra le asperità dure favorisce la formazione di fenomeni di fatica e quindi frattura delle asperità dure con generazione di cricche che portano al danneggiamento del rivestimento. Di conseguenza, in presenza di sollecitazioni cicliche, l'eleva rugosità del rivestimento può dare luogo a concentrazione degli sforzi favorendo appunto l'innescio di cricche. Da questo punto di vista, l'elevata rugosità del rivestimento ad elevata durezza ma con spessore sottile risulta dannosa in termini di usura (generata dalla frammentazione del rivestimento). Dal punto di vista dell'attrito, invece, fino a quando il rivestimento rimane presente nel contatto, non si avranno sostanziali cambiamenti.

2.5.1.4 Detriti: durezza e dimensioni

Analizziamo ora l'influenza della presenza di detriti nel contatto tra due corpi, uno dei quali risulta rivestito:

a) *Rivestimento soft spesso su substrato hard*. Essendo il substrato sufficientemente spesso e deformabile, questo è in grado di inglobare nel rivestimento (*particle embedding*) la maggior parte dei detriti di usura (dimensioni del diametro medio inferiore allo spessore del rivestimento) e si ha un'influenza limitata sull'attrito, che risulta controllato dal meccanismo di solcatura precedentemente descritto (fig. 2.42 a).

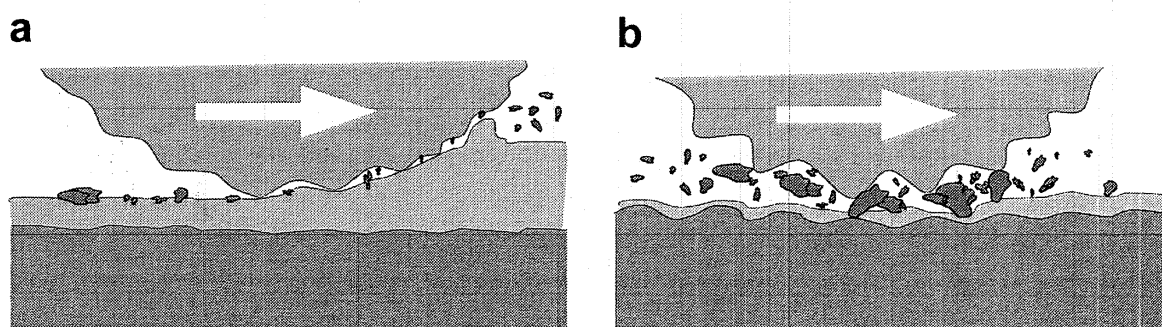


Fig. 2.42 – Influenza della presenza di detriti. Rivestimento soft su substrato hard: a) spesso, inglobamento dei detriti nel rivestimento (*particle embedding*); b) sottile, intrappolamento delle particelle all'interfaccia (*particle entrapping*).

b) *Rivestimento soft sottile su substrato hard*. Se il diametro dei detriti di usura è confrontabile con lo spessore del rivestimento: le particelle restano intrappolate all'interfaccia fra i 2 corpi (*particle entrapping*), influenzando notevolmente l'attrito. Si avrà una condizione per cui le particelle rimarranno “ancorate” al corpo a minore durezza, solcando l'altro corpo, secondo il meccanismo di abrasione a 2 corpi (fig. 2.42 b).

c) *Rivestimento hard spesso su substrato soft*. Se il rivestimento duro ha rugosità sufficientemente elevata, le particelle restano “nascoste” negli avvallamenti della superficie rivestita (*particle hiding*) influenzando limitatamente l'attrito (fig. 2.43 a). Se invece la rugosità è tale da non permettere l'accumulo dei detriti, le particelle possono contribuire ad incrementare l'attrito (fenomeni di solcatura).

d) *Rivestimento hard sottile su substrato soft*. Le particelle, che generalmente hanno diametri di dimensioni superiori rispetto allo spessore del rivestimento, possono assumere ruoli diversi a seconda della durezza che hanno rispetto ai due corpi a contatto (fig. 2.43 b). Nel caso in cui le particelle abbiano durezza inferiore rispetto ai due corpi a contatto (i detriti hanno inizialmente

caratteristiche uguali ad uno dei due corpi a cui appartengono, ma a seguito del mutuo strisciamento possono cambiare sia a livello meccanico per l'azione di macinazione che dal punto di vista della composizione tramite processi quali: ossidazione e transizione di fase generata dal riscaldamento), queste vengono deformate e frammentate (*particle crushing*), e rimarranno all'interfaccia dove potranno subire ulteriori fenomeni di ossidazione, se le condizioni di lavoro lo consentono. Tutti questi fenomeni, che comportano dissipazione di energia, possono essere responsabili di variazioni del coefficiente d'attrito (per effetti meccanici, a parità di composizione). Se invece le particelle sono di durezza superiore rispetto alle superfici a contatto, rimangono comunque intrappolate tra i due corpi, ma grazie all'elevata durezza sono in grado di contribuire al supporto del carico applicato riducendo parzialmente l'attrito. Siamo in una condizione di abrasione a tre corpi, in cui le particelle sono libere di rotolare all'interfaccia.

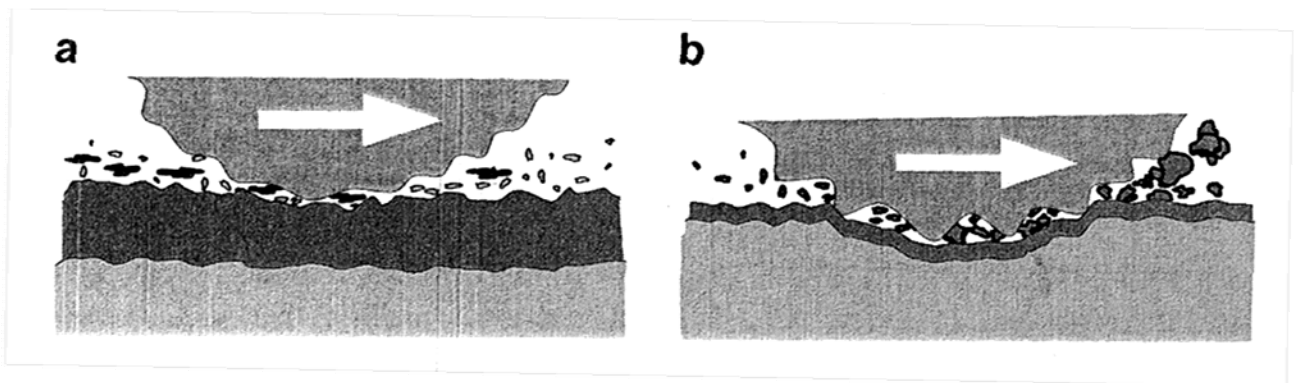


Fig. 2.43 – Influenza della presenza di detriti. Rivestimento hard su substrato soft: a) spesso, particelle “nascoste” negli avvallamenti superficiali (particle hiding); b) sottile, macinazione delle particelle all'interfaccia (particle crushing).

2.5.2 Usura: meccanismi tribologici macromeccanici

Per quanto riguarda l'usura, le tre situazioni principali che si possono verificare nel contatto con una superficie rivestita sono: distacco di frammenti di rivestimento (a-b), distacco dell'intero spessore del rivestimento (c-d) e distacco di frammenti di rivestimento con parte del substrato (e-f) (fig. 2.44).

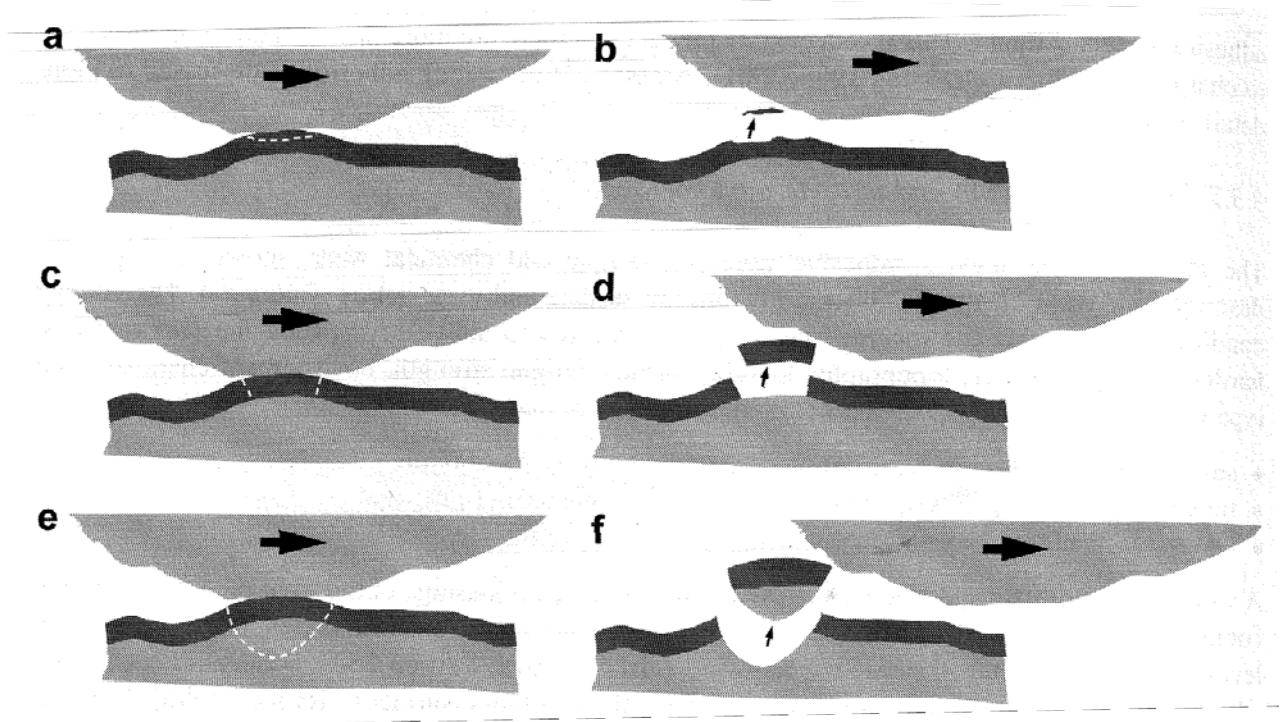


Fig. 2.44 – livelli di danneggiamento nei rivestimenti: a-b) distacco di frammenti di rivestimento, c-d) distacco dell'intero spessore del rivestimento, e-f) distacco di frammenti del rivestimento con parte del substrato.

Come per l'attrito, anche l'usura è correlabile ai 4 parametri precedentemente analizzati secondo lo schema riportato in fig. 2.45.

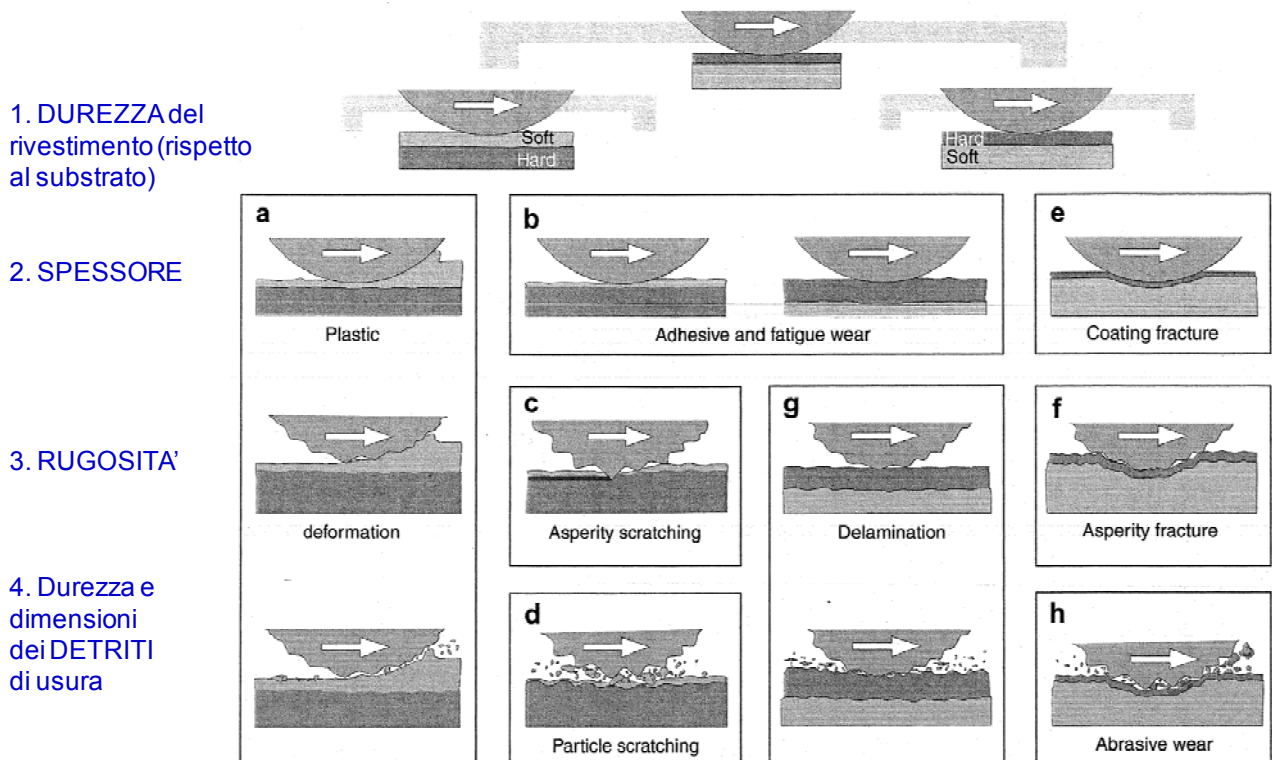


Fig. 2.45 - Meccanismi tribologici macromeccanici in superfici rivestite. Fenomeni che influenzano l'usura in funzione di: durezza del rivestimento rispetto al substrato, spessore, rugosità, durezza e dimensioni dei detriti di usura.

2.5.2.1 Deformazione plastica

Questa tipologia di usura si manifesta in presenza di rivestimenti a bassa durezza (*soft*). Si verifica quando un'asperità dell'antagonista solca la superficie del rivestimento e, a seguito del contatto ripetuto, la deformazione plastica sempre più estesa può portare alla formazione e successivo distacco di frammenti di rivestimento (fig. 2.46) con morfologia lamellare (o a placchette), tipica dell'usura adesiva (delaminazione).

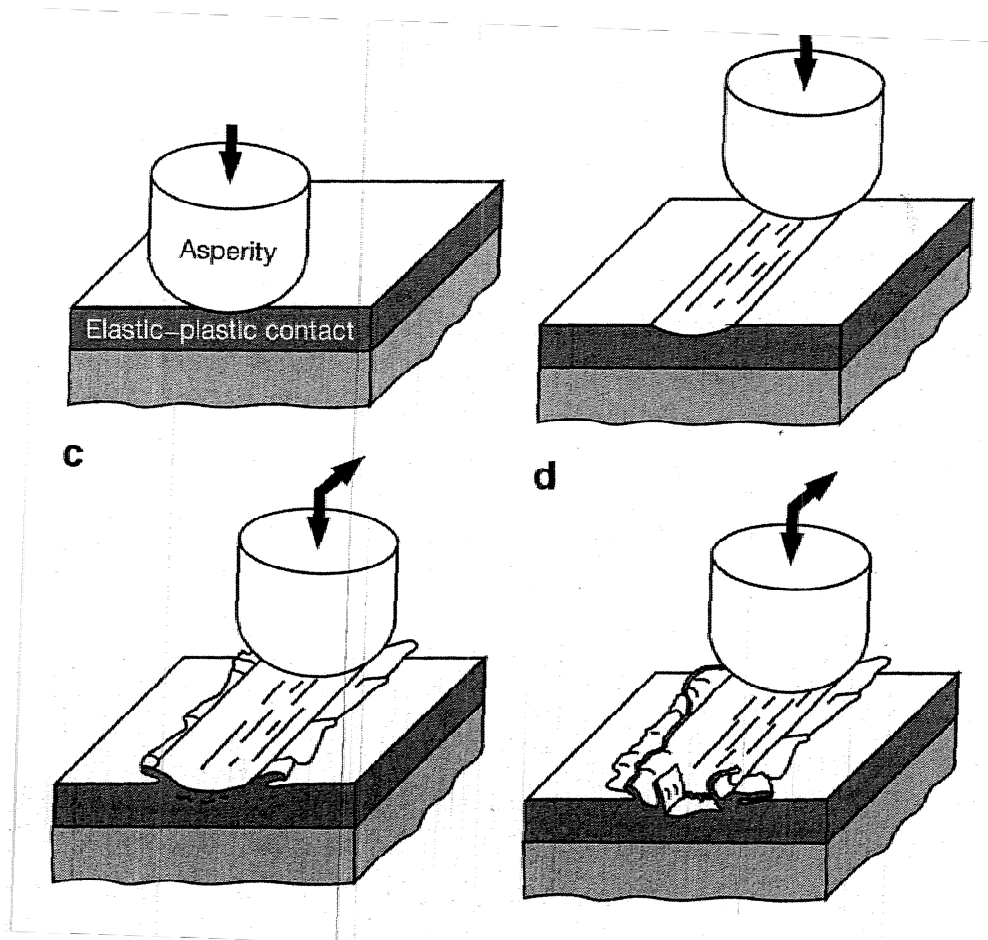


Fig. 2.46 – modalità di deformazione di un rivestimento a bassa durezza

2.5.2.2 Usura adesiva e fatica

Questa categoria di usura si può verificare in situazioni diverse che dipenderanno dalla compatibilità chimica delle superfici e quindi dal lavoro di adesione, nel caso dell'adesione, e dalla ciclicità delle sollecitazioni nel caso dei fenomeni di fatica (principalmente nei contatti di rotolamento).

2.5.2.3 Graffiatura

Questo fenomeno è riconducibile al caso dell'usura abrasiva a due o tre corpi, e quindi l'azione delle asperità o delle particelle intrappolate, si riconducono alla trattazione dell'usura abrasiva precedentemente descritta.

2.5.2.4 Frattura del rivestimento

I fenomeni di frattura del rivestimento si manifestano principalmente quando il substrato è deformabile e questo genera una deflessione che il rivestimento non è in grado di seguire, favorendo la formazione di frammenti che si distaccano dal rivestimento.

In generale, a parità di deflessione, un rivestimento sottile (a) accumula tensioni minori rispetto ad un rivestimento spesso (b) (fig. 2.47).

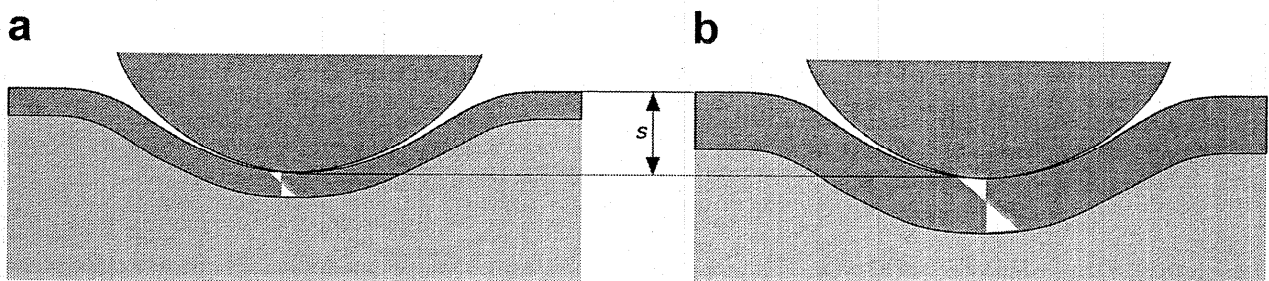


Fig. 2.47 – Tensioni da deflessione in un rivestimento sottile (a) ed uno spesso (b).

2.5.2.5 Frattura delle asperità

Particolarmente dannosa in questa situazione è la presenza di un'elevata rugosità superficiale del rivestimento, poiché le elevate pressioni di contatto alle asperità daranno luogo a fenomeni di frattura del rivestimento, con formazioni di detriti che rimarranno intrappolati nel contatto (fig. 2.48). Si manifesta soprattutto in rivestimenti duri (e quindi fragili) su substrati deformabili.

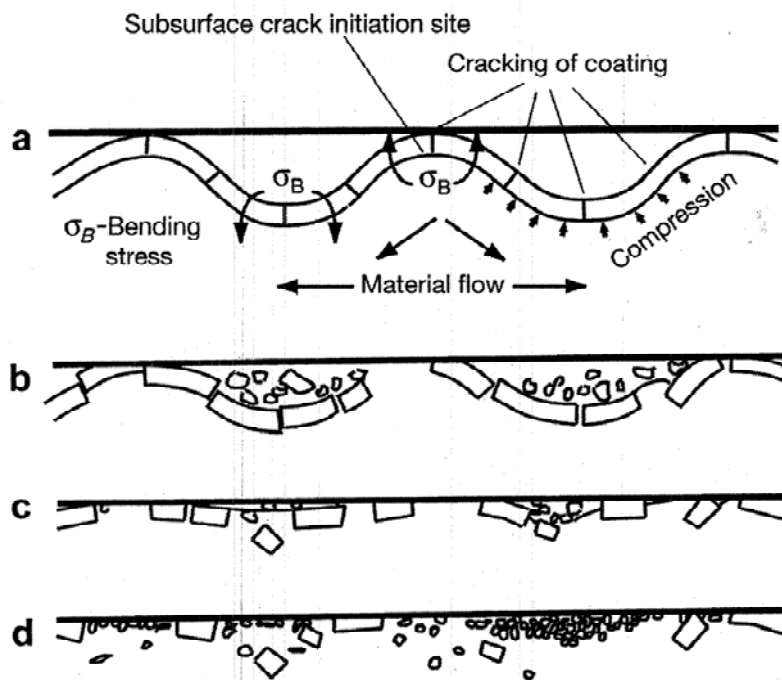


Fig. 2.48 – Frattura delle asperità in rivestimenti duri su substrati deformabili

2.5.3 Regole per la selezione dei rivestimenti antiattrito-antiusura

Queste regole di selezione sono riferite a differenti situazioni in termini di condizioni di contatto.

1. *Pressioni di contatto.* Se ci troviamo ad avere un materiale rivestito che deve essere sottoposto a pressioni di contatto elevate, occorrerà verificare che le tensioni generate dai carichi applicati non superino i limiti di snervamento o di rottura sia del rivestimento che del substrato. Se il substrato si deforma nelle condizioni di esercizio, è utile utilizzare un rivestimento con alto H/E (*Elastic strain to failure*), quindi in grado di seguire senza fratturarsi la deflessione del substrato. Questo rapporto nasce, infatti, dalla necessità di avere una durezza elevata combinata con una rigidità non eccessiva del rivestimento.

2. *Strisciamento.* In condizioni di strisciamento (i cui fenomeni caratteristici sono adesione, tribo-ossidazione e in qualche caso abrasione) è opportuno controllare: temperatura di contatto ($T_{cr}=f(P*v)$), rugosità e generazione di detriti abrasivi. Per questo, risulterà una valida soluzione impiegare modificazioni superficiali che riducano la resistenza a taglio (τ_m) della superficie e/o incrementino la durezza (H) superficiale.

3. *Fatica superficiale.* In condizioni di sollecitazioni cicliche è necessario evitare un accumulo localizzato o intensificazione degli sforzi (ad es. usare finiture a bassa R_a) e favorire fattori che inibiscano la crescita delle cricche, come ad esempio creare tensioni di compressione o usare architetture tenacizzanti (es. multistrato (Figura 2.49)).

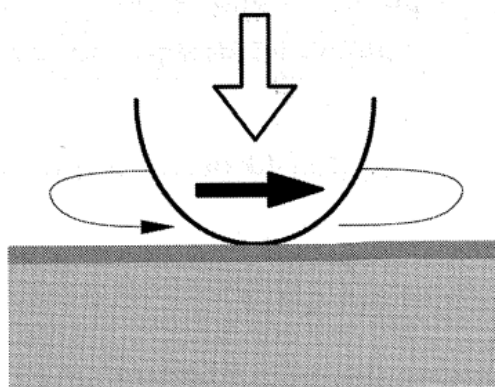
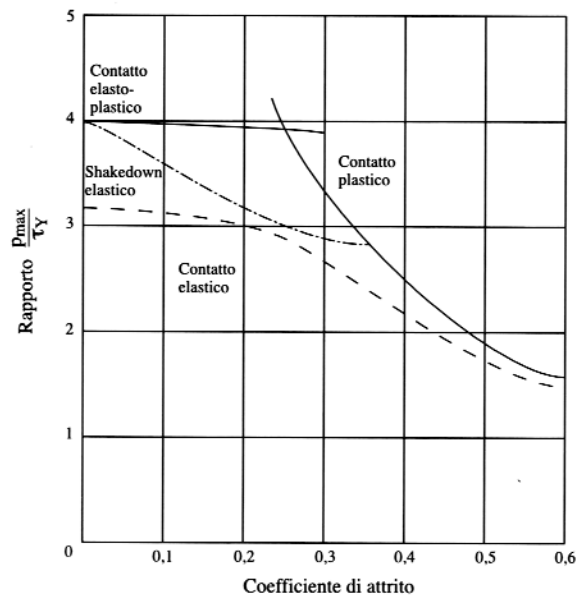


Figura 2.49 – modalità di contatto in caso di fatica superficiale

4. *Fretting*. In condizioni di movimenti reciproci di ampiezza inferiore alle dimensioni del contatto, è opportuno creare uno strato a bassa compatibilità tribologica (limitata adesione) e a basso attrito (con $\mu > 0.25$, il limite per l'insorgere della deformazione plastica (P_{max}/τ_y) cala velocemente al crescere di μ (fig. 2.50)). In tal modo, si limita l'instaurarsi di fenomeni di deformazione plastica. Alcuni esempi interessanti sono l'applicazione di rivestimenti DLC, MoS₂, PTFE etc. Un altro aspetto importante risiede nell'incrementare l'inertia chimica della superficie (resistenza



al'ossidazione).

Fig. 2.50 – Influenza dell'attrito sulla risposta del materiale nel caso di contatto sfera-piano e di superfici idealmente lisce.

5. *Abrasione*. In condizioni di abrasione è opportuno creare uno strato superficiale ad elevata durezza e adeguata tenacità a frattura (es. trattamenti duplex) ed impiegare uno spessore sufficiente ad evitare penetrazione del rivestimento (es. hardfacing o thermal spraying con materiali ceramici).

2.6 LUBRIFICAZIONE

La lubrificazione è il processo di applicazione dei fluidi lubrificanti allo scopo di ridurre l'attrito e l'usura nei casi in cui questi fenomeni si manifestano. Esistono quattro metodi di lubrificazione adottati nei processi produttivi (illustrati in Figura 2.51 a-d):

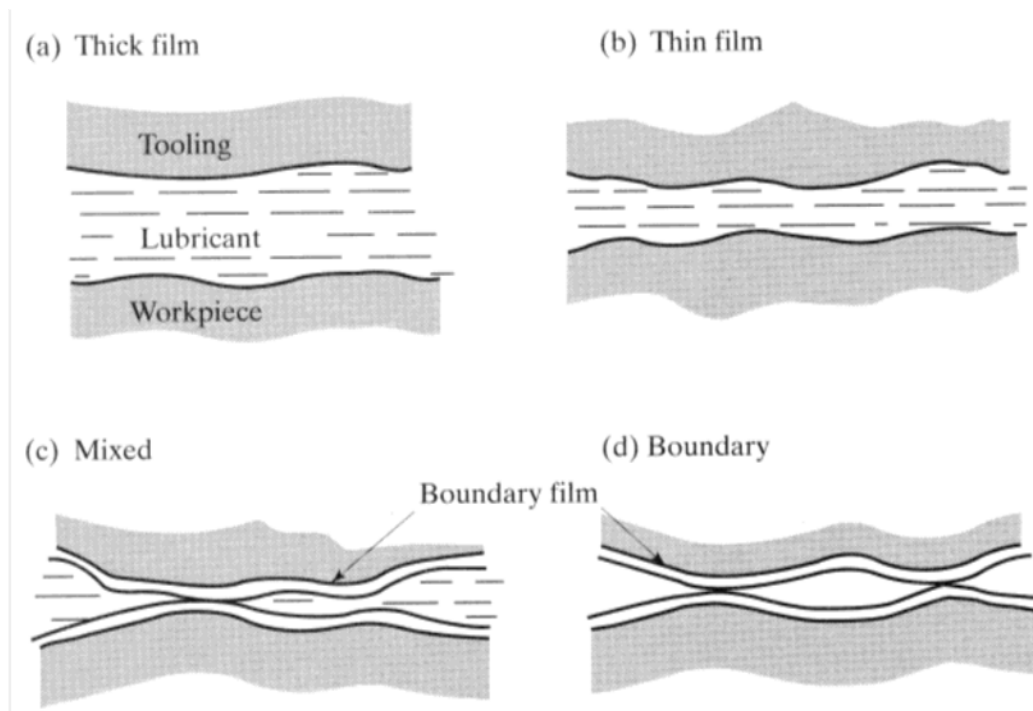


Fig. 2.51 – Metodi di lubrificazione: a) a film spesso; b) a film sottile; c) di tipo misto; d) superficiale.

- *a film spesso* – le superfici sono completamente separate e la viscosità del lubrificante costituisce il parametro più importante. Tipica di operazioni ad alta velocità, essa dà luogo a superfici *a buccia d'arancia*, le dimensioni della cui granulosità dipendono dalle dimensioni dei grani cristallini;
- *a film sottile* – se il carico tra le due parti (pezzo da lavorare e stampo) aumenta o la velocità e la viscosità del fluido di lubrificazione si riducono, lo spessore del meato di lubrificante diminuisce. Tale situazione accresce l'attrito all'interfaccia e comporta una leggera usura;
- *di tipo misto* – nel caso, un'aliquota significativa del carico viene sopportata dal contatto fisico tra le superfici. La parte rimanente è sopportata dal meato fluido intrappolato nelle tasche costituite dalle valli tra un'asperità e l'altra;
- *superficiale* – in questa situazione, il carico è sopportato dalle superfici a contatto, ricoperte da un film superficiale di lubrificante, di spessore molecolare. I lubrificanti superficiali sono gli olii naturali, i grassi, gli acidi grassi, gli esteri ed i saponi. Questi strati superficiali si

possono rompere a causa di: a) de-adsorbimento causato dall'elevata temperatura; b) asportazione durante lo strisciamento. Private dello strato lubrificante, le superfici possono così usurarsi gravemente.

Poiché le valli della rugosità superficiale possono fungere da tasche ove il lubrificante si accumula, esse possono trovarsi a sopportare un'aliquota rilevante del carico. Per questo motivo è importante che il pezzo da lavorare abbia rugosità maggiore dello stampo, altrimenti quest'ultimo ne danneggerebbe la superficie. La rugosità raccomandata per gli stampi è di circa $0.4\ \mu\text{m}$. Anche la geometria dei pezzi interagenti è importante ai fini della lubrificazione: il movimento del materiale da lavorare nella zona di deformazione, come pure durante la trafilatura, estrusione e laminazione deve consentire l'apporto di un film spesso e stabile di lubrificante all'interfaccia tra stampo e pezzo.

I lubrificanti devono svolgere molteplici funzioni:

- ridurre l'attrito
- ridurre l'usura
- migliorare lo scorrimento del materiale
- fungere da barriera termica tra pezzo e stampo
- fungere da coadiuvante alla sformatura

I lubrificanti fluidi che soddisfano questi requisiti sono:

1. *olii* – sono filmogeni e sono molto efficienti nella riduzione di attrito e usura, ma possiedono bassa conducibilità termica e calore specifico, quindi non smaltiscono efficientemente il calore; inoltre sono difficili da rimuovere dalla superficie del pezzo finito. Possono essere di origine minerale, vegetale, animale oppure miscele di questi tipi;
2. *emulsioni* – sono misture di fluidi immiscibili, di solito olii, acqua e additivi; in particolare, gli emulsionanti impediscono la coalescenza delle goccioline in sospensione. Le emulsioni hanno un aspetto lattiginoso e si differenziano in olii solubili in acqua e refrigeranti a base acquosa. Esistono le *emulsioni dirette* (olio disperso in acqua) e le *emulsioni indirette* (acqua dispersa in olio). Le prime sono efficaci anche come refrigeranti nelle lavorazioni ad alta velocità;
3. *soluzioni sintetiche e semi-sintetiche* – le prime sono fluidi costituiti da sostanze inorganiche dissolte in acqua; le seconde sono simili alle prime, ma con l'aggiunta di olii emulsionabili;
4. *saponi, grassi e cere* – i saponi sono i prodotti di reazione dei sali di sodio e potassio con gli acidi grassi. I saponi alcalini sono solubili in acqua, non quelli metallici. Essi sono

particolarmente efficienti come lubrificanti superficiali. I grassi sono lubrificanti solidi o semi-solidi consistenti in saponi, olii minerali e additivi. Essi sono molto viscosi e aderiscono bene alle superfici. Le cere possono avere origine animale o vegetale (paraffine), sono più fragili dei grassi e trovano impiego solo nella lubrificazione del rame, degli acciai inox e delle leghe per alte temperature.

Inoltre i lubrificanti sono miscelati con additivi, ciascuno dei quali aggiunge un'ulteriore particolare funzionalità:

- inibitori di ossidazione
- agenti di prevenzione della ruggine
- inibitori di schiuma
- stimolanti della bagnabilità
- agenti per il controllo dell'odore
- antisettici e biocidi.

Lo zolfo, il fosforo, le clorine (detti additivi per pressioni estreme-EP), sono additivi molto efficaci: essi reagiscono chimicamente, creando film di solfuri o cloruri metallici.

In virtù delle loro peculiarità, vengono talvolta adottati anche lubrificanti solidi, i più comuni tra i quali sono:

5. *grafite* – grazie alla sua cedevolezza a taglio rispetto ai piani basali, la grafite è caratterizzata dal basso coefficiente d'attrito in tale direzione e perciò può diventare un buon lubrificante solido, specie a elevata temperatura. L'effetto si esplica però solo in presenza di aria/umidità: in assenza, la grafite si comporta come un abrasivo. Nel settore aerospaziale, la grafite è usata in forma di C60 (*fullerene*), le cui molecole sferiche si comportano come sfere di cuscinetti volventi;
6. *bi-solfuro di molibdeno* – è un lubrificante solido lamellare che funziona come la grafite, ma è efficiente anche in condizioni ambiente. Il bi-solfuro di molibdeno (MoS₂), come la grafite, può essere sfregato sulle superfici da lubrificare o apportato da una soluzione colloidale in olio;
7. *metalli* – un film superficiale di metalli teneri (piombo, indio, cadmio, stagno o argento), in virtù della loro bassa resistenza, può fungere da lubrificante, ma solo per bassi valori della forza di contatto. Essi sono depositati chimicamente sulla superficie di metalli duri (acciai, acciai inox, leghe per alte temperature) e fungono da lubrificanti solidi superficiali, così come alcuni tipi di ossidi;

8. *polimeri* – così come per i metalli, anche alcuni polimeri (PTFE–Teflon, polietilene, metacrilati) in forma di film superficiali, possono fare da lubrificanti solidi, ma non per alte temperature;
9. *vetri* – pur essendo un materiale solido, esso diventa viscoso ad elevata temperatura e può quindi servire da lubrificante. La viscosità dipende dalla temperatura e non dalla pressione. Inoltre il vetro ha bassa conducibilità termica e funge quindi da barriera tra pezzo e stampo.

Spesso i lubrificanti non aderiscono bene alle superfici e vengono asportati dall'azione di sfregamento. In questi casi, le superfici vengono trasformate per mezzo di una reazione con acidi (*conversione*), diventando così rugose, spugnose e facilmente *bagnabili* dai lubrificanti liquidi. Esempi: strato di conversione di fosfato di zinco per gli acciai al carbonio e di ossalati per gli acciai inossidabili. Per scegliere il lubrificante liquido adatto ad una particolare applicazione vanno considerati svariati fattori:

- specificità del processo tecnologico
- parametri tecnologici del processo
- natura del materiale in lavorazione
- natura del materiale dell'utensile o dello stampo
- compatibilità del fluido con tali materiali
- eventuale necessità di preparazione superficiale
- metodo di adduzione del fluido
- modalità di rimozione del fluido
- possibilità di contaminazione del lubrificante
- requisiti di immagazzinamento del fluido
- trattamento (o riciclaggio) dei lubrificanti reflui
- considerazioni biologiche ed ambientali
- fattori economici globali

Inoltre (per gli olii) va tenuta in conto la dipendenza della viscosità dalla temperatura e dalla pressione. Infine, si deve considerare qual è la funzione primaria richiesta: lubrificante o refrigerante. Gli olii sono buoni lubrificanti, ma scarsi refrigeranti; al contrario le soluzioni acquose: la miglior soluzione di compromesso (adottata nel 80-90% dei casi) consiste in fluidi a base acquosa. Da ultimo va ricordato che i lubrificanti non devono lasciare residui tossici e/o pericolosi, non devono provocare effetti di corrosione e devono essere controllati periodicamente per evitare il deterioramento dovuto all'accumulo di batteri, ossidi e particelle d'usura.

BIBLIOGRAFIA

- [1] G. Straffelini – “*Attrito e usura. Metodologie di progettazione e controllo*”, Ed. Tecniche Nuove, 2007
- [2] I.M. Hutchings – “*Tribology – Friction and Wear of Engineering Materials*”, Ed. Butterworth Heinemann 2002
- [3] E. Rabinowicz – “*Friction and wear of material, second edition*”, John Wiley and Sons, 1995
- [4] S. C. Lim, M. F. Asby – “*Wear-mechanism maps*”, Acta metal. Vol. 35, 1÷24, 1987
- [5] K. H. Zum Gahr – “*Microstructure and wear of materials*”, Elsevier, 1987
- [6] S. K. Biswas - “*Sliding wear of materials*”
- [7] D. A. Rigney, L.H. Chen, G. S. Naylor, A. R. Rosenfeld - “*Wear processes in sliding system*”, Wear, 100 (1984), 195-219
- [8] F. H. Stott – “*The influence of oxidation on the wear of metals and alloys*”
- [9] J. Glascott, F. H. Stott, G. C. Wood – “*The effectiveness of oxides in reducing sliding wear of alloys*”, Oxidation of Metals, Vol. 24, Nos. 3\4, 1985
- [10] L. Ceschini, dispense del corso “*Metallurgia Meccanica*”, dipartimento di Ingegneria Industriale, Università di Bologna.
- [11] C. Martini, dispense del corso “*Trattamenti superficiali e materiali ceramici*”, dipartimento di Ingegneria Industriale, Università di Faenza.
- [12] K.Holmberg, A.Matthews, *Coatings Tribology: Properties, Mechanisms, Techniques and Applications in Surface Engineering*, Elsevier 2009.

CAPITOLO 3:

VALUTAZIONE DEL COMPORTAMENTO TRIBOLOGICO DI ACCIAI MICROLEGATI A MEDIO TENORE DI CARBONIO IN SOSTITUZIONE DEI TRADIZIONALI ACCIAI DA BONIFICA UTILIZZATI PER COMPONENTI MECCANICI DI MACCHINE MOVIMENTAZIONE TERRA.

3.1 INTRODUZIONE

Negli ultimi decenni gli acciai microlegati, anche noti come acciai HSLA (*High Strength Low Alloy steels*), hanno occupato una parte rilevante del settore industriale e hanno costituito un importante campo di interesse per la ricerca scientifica.

Il successo di questo tipo di acciai è dovuto al fatto che essi riescono a coniugare bassi costi ed elevate caratteristiche meccaniche, grazie al contributo della loro particolare composizione chimica (caratterizzata dalla presenza in tenori usualmente inferiori allo 0,1% di elementi microalliganti, quali V, Nb e Ti) e del processo produttivo basato sui trattamenti termomeccanici (in particolare la laminazione in controllo), in sostituzione dei tradizionali trattamenti termici. La favorevole combinazione di elevate prestazioni e costi contenuti, ha fatto sì che, a partire dai primi anni '90, gli acciai da costruzione di uso generale siano stati largamente sostituiti dagli acciai microlegati per la realizzazione di grandi opere, che richiedevano elevate tensioni di snervamento mantenendo, però, masse ridotte, buona saldabilità, resistenza alla corrosione e alla fatica, conseguendo benefici in termini economici [1].

Mentre la sostituzione, per certe applicazioni, dei comuni acciai da costruzione con gli acciai HSLA è un processo già affermato e consolidato, negli ultimi anni si sta invece valutando la possibilità di sostituire gli acciai microlegati a medio tenore di C ai convenzionali acciai da bonifica, attualmente utilizzati per componenti meccanici ad elevata affidabilità, nel tentativo di raggiungere una semplificazione del ciclo produttivo, unita ad una riduzione dei costi di produzione, con conseguenti benefici in termini di produttività.

Il presente studio si inserisce proprio all'interno di questo nuovo fronte aperto dalla ricerca.

Le maglie delle catene di macchine movimentazione terra per elevate trasmissioni di potenza sono elementi meccanici soggetti a condizioni di lavoro *estreme*. In particolare, un aspetto delicato è rappresentato dalla fase di calettamento del perno sulla maglia. Saranno quindi necessarie una buona tenacità e alta resistenza a snervamento per l'acciaio utilizzato, ma anche un adeguato comportamento tribologico atto a ridurre la componente adesivo in questo accoppiamento severo.

L'obiettivo principale di questa trattazione è stato, infatti, lo studio del comportamento tribologico di acciai microlegati innovativi, a medio tenore di C (ImamicTM e 30MnVS6), al fine di poterli confrontare con il comportamento di un convenzionale acciaio da bonifica (l'acciaio al boro 35KB-2) usato per la realizzazione delle maglie oggetto di studio.

Il comportamento tribologico di questa innovativa categoria di acciai risulta essere un campo piuttosto inesplorato, soprattutto per quanto riguarda le prove di strisciamento, come quelle che sono state svolte nel corso di questo studio. Infatti, in letteratura articoli riguardanti il comportamento tribologico di acciai microlegati sono presenti solo in numero molto esiguo, e principalmente riguardano prove di strisciamento contro antagonista abrasivo.

In questo lavoro sarà quindi eseguita una completa caratterizzazione dei materiali esaminati e una serie di prove tribologiche di strisciamento a secco con carico variabile.

3.2 ACCIAI MICROLEGATI A MEDIO TENORE DI CARBONIO

3.2.1 Generalità

Gli acciai microlegati si possono suddividere in due categorie:

- acciai microlegati a basso tenore di carbonio (acciai HSLA);
- acciai microlegati a medio tenore di carbonio.

Gli acciai microlegati a medio tenore di carbonio presentano una percentuale di C in peso che solitamente è compresa tra 0,3 e 0,5 e una piccola quantità di elementi alliganti. E' stato dimostrato che anche nel caso di acciai a medio tenore di C, la piccola aggiunta di elementi di lega (V, Nb, N, Ti, Si) comporta un benefico incremento delle prestazioni del materiale.

Il recente sviluppo e successo di tali acciai è legato principalmente alla vantaggiosa capacità di coniugare bassi costi ed elevate caratteristiche meccaniche: essi presentano infatti carichi di rottura compresi tra 1300 MPa, carichi di snervamento tra 800 MPa, buona tenacità e buona saldabilità, ma anche buona resistenza alla corrosione e alla fatica. Tali elevate caratteristiche meccaniche sono dovute sia alla composizione chimica, che all'azione congiunta di tre meccanismi di rinforzo, indotti grazie ad un particolare trattamento termo-meccanico, che permette il controllo della microstruttura finale [2-3].

Tale incremento prestazionale rispetto agli acciai tradizionali, soprattutto in termini di innalzamento del carico di snervamento, si traduce in un indiscusso vantaggio dal punto di vista economico, poiché rende possibile, in fase di progettazione, contenere le dimensioni minime delle sezioni resistenti che risultano più sollecitate, e quindi di poter avere prodotti finali più leggeri, con conseguenti minori costi sia di produzione che di trasporto. Tale concetto è esemplificato dalla regola empirica:

$$\frac{t_2}{t_1} = \sqrt{\frac{Re_1}{Re_2}}$$

dove:

t = spessore del materiale

Re = limite di snervamento

l'indice 1 si riferisce all'acciaio ordinario

l'indice 2 si riferisce all'acciaio altoresistenziale

L'incremento delle caratteristiche meccaniche è ottenuto grazie all'applicazione di una serie di meccanismi di rinforzo, come: l'affinamento del grano, l'indurimento per precipitazione ed il classico rinforzo per alligazione (o per soluzione solida). Si sottolinea che il rafforzamento per soluzione solida è strettamente correlato al tenore degli elementi di lega, mentre l'indurimento per precipitazione e l'affinamento del grano dipendono sia dalla composizione chimica, che dai particolari trattamenti termo-meccanici eseguiti. Risulta, pertanto, estremamente importante una valutazione accurata di entrambi gli aspetti: una scelta non opportuna della composizione chimica per leghe destinate a particolari applicazioni o un erraneo processo di lavorazione, possono comportare anche pesanti rischi, il più delle volte legati a drastici ed imprevisti abbassamenti della tenacità dell'acciaio.

3.2.2 Trattamento termo-meccanico: laminazione controllata

3.2.2.1 Generalità sulla laminazione

Come affermato in precedenza, una delle principali caratteristiche distintive che rendono gli acciai microlegati molto vantaggiosi se confrontati con i tradizionali acciai da costruzione e da bonifica, è proprio il processo termomeccanico con cui questi speciali acciai vengono realizzati, cioè *la laminazione in controllo*.

Il processo di laminazione in controllo ha vantaggiosamente sostituito il tradizionale trattamento di laminazione seguita da normalizzazione, o da tempra e rinvenimento, che vengono usualmente applicati rispettivamente agli acciai da costruzione di uso generale convenzionali e agli acciai da bonifica. I pregi principali di questo particolare trattamento rispetto alla laminazione convenzionale sono il contenimento dei costi (in quanto viene eliminato il trattamento termico successivo all'operazione di deformazione a caldo, che rende il processo lungo e costoso), e il possibile miglioramento delle caratteristiche meccaniche finali, che si può ottenere scegliendo opportunamente i parametri di processo. Con la laminazione in controllo è infatti possibile ottenere microstrutture con grani più fini e conseguentemente il materiale presenta un carico di rottura più elevato [4].

Come mostrato in figura 3.1 [23], il processo di laminazione in controllo per acciai microlegati a medio tenore di C è molto lineare, se confrontato con il tradizionale trattamento termico per acciai da bonifica: possono essere infatti evitati alcuni passi del processo; i benefici economici di questo semplice processo sono dunque evidenti.

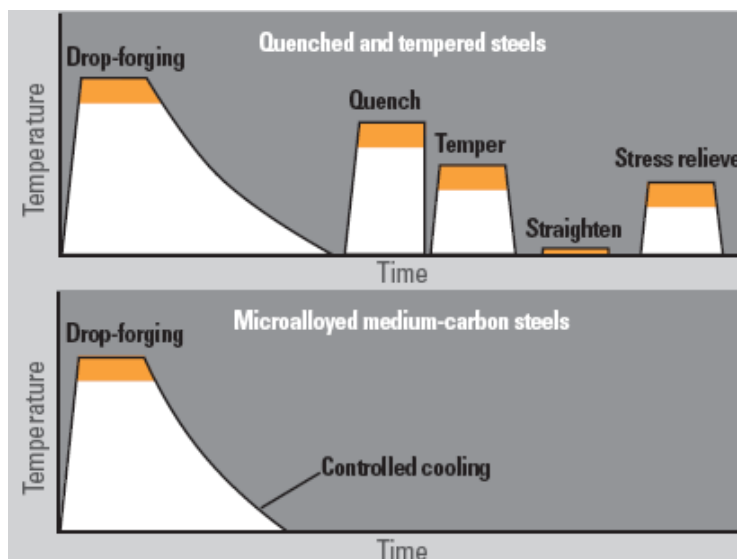


Fig. 3.1 – Vantaggi relativi al processo di laminazione in controllo confrontato con il tradizionale processo di laminazione [23]

Il processo di laminazione in controllo inizia con un riscaldamento della bramma fino ad elevate temperature (1000-1300 °C), in modo tale da provocare un'omogeneizzazione della struttura, cui segue un primo ciclo di laminazione condotto in più passate. Tra una passata e l'altra il grano austenitico ricristallizza completamente; carburi e/o nitruri degli elementi microleganti non precipitano perché la temperatura è ancora troppo alta per causare una sovrassaturazione dell'austenite. Al termine di questo primo stadio di laminazione la temperatura del materiale sarà scesa a circa 1000°C.

A questo punto lo sbizzato viene lasciato raffreddare in campo austenitico fino ad una data temperatura e per un tempo più o meno lungo. Dopo l'attesa ha inizio la seconda fase di laminazione, ancora in più passate, durante la quale non si verifica più ricristallizzazione della fase austenitica, a causa della precipitazione di fasi secondarie: la deformazione plastica comincia infatti a far precipitare i carburi ed i nitruri degli elementi microleganti (precipitazione indotta dalla deformazione), che stabilizzano la substruttura di deformazione e impediscono la ricristallizzazione. I grani austenitici subiscono quindi una deformazione che ne provoca un sensibile allungamento nella direzione di laminazione (*pancaking*). In questo secondo stadio, la laminazione determina un progressivo aumento del rapporto superficie/volume del grano austenitico e si prepara così una situazione microstrutturale che nel corso del successivo raffreddamento darà luogo ad un grano ferritico molto fine. Infatti, poiché durante la trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$ la ferrite nuclea sul bordo di grano austenitico, il diametro ferritico finale non potrà superare lo spessore del grano austenitico deformato, che è molto piccolo.

Il passaggio successivo, caratterizzato da un raffreddamento controllato, risulterà fondamentale per l'ottenimento della microstruttura finale e di conseguenza delle proprietà meccaniche desiderate. [3] La figura 3.2 [1] rappresenta in modo schematico il laminato e i relativi passaggi appena descritti, mentre la figura 3.3 mette in relazione gli stadi della laminazione in controllo e la corrispondente microstruttura dell'acciaio:

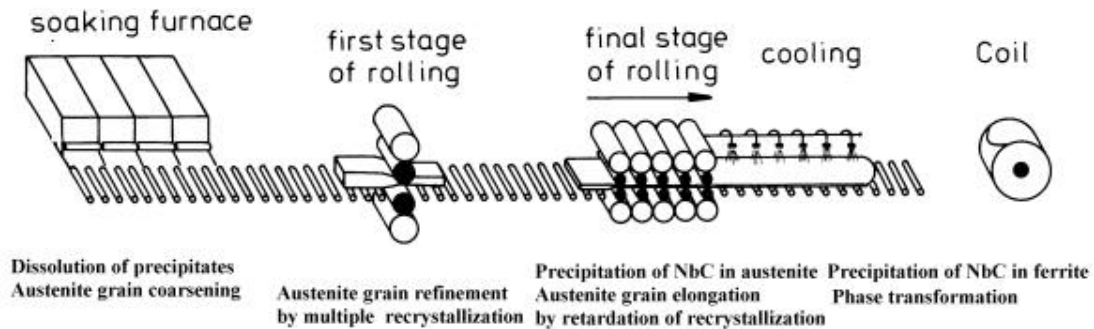


Fig. 3.2 – Processi metallurgici durante la laminazione in controllo di un acciaio HSLA

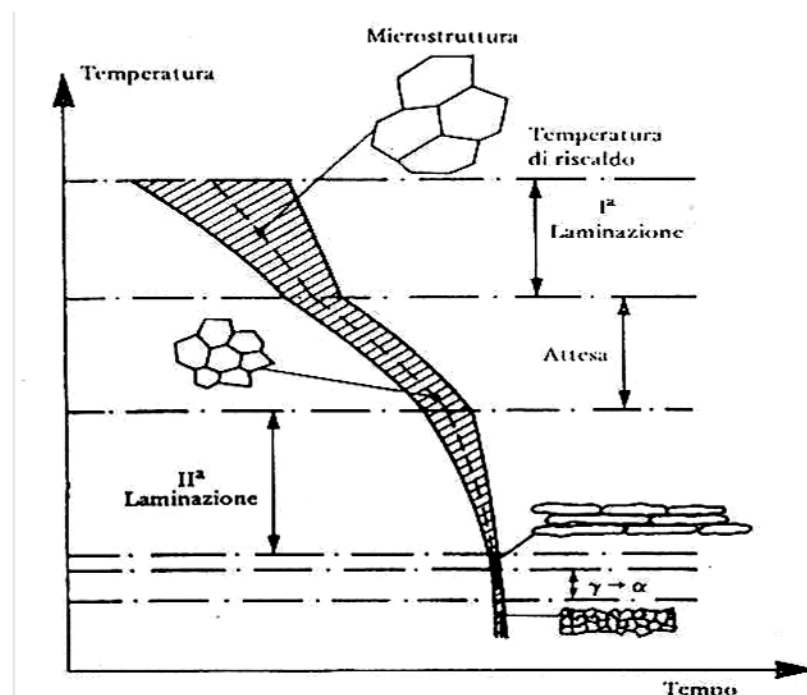


Fig. 3.3 – Evoluzione della microstruttura durante i vari stadi della laminazione controllata

Il grande vantaggio di questo particolare processo, se confrontato con i processi termo-meccanici tradizionali, oltre ai benefici economici di cui si è parlato, è il fatto che è possibile controllare la microstruttura dell'acciaio durante i vari passaggi. Il controllo della microstruttura finale (affinamento) inizia durante la solidificazione e continua durante il riscaldamento, la laminazione a caldo e il raffreddamento.

Poiché la microstruttura ottenuta riflette la composizione e la microstruttura dell'austenite prima del raffreddamento, è evidente che l'affinamento di questa austenite è fondamentale per ottenere un'adequata microstruttura ferritica e determinate proprietà. Per affinare la struttura austenitica è necessario il controllo della ricristallizzazione e dell'accrescimento del grano, durante l'intero processo di laminazione in controllo. La presenza di piccole quantità di elementi come niobio, titanio e vanadio è dunque particolarmente efficace durante il processo, in virtù delle diverse solubilità dei precipitati nell'austenite, in funzione della temperatura, in quanto facilita il controllo della ricristallizzazione e dell'accrescimento del grano durante il processo, oltre ad abbassare la temperatura di trasformazione e provvedere a un rafforzamento per precipitazione della ferrite. I trattamenti termomeccanici imposti agli acciai microlegati consistono pertanto nell'esecuzione di precisi programmi deformazione-temperatura, che devono essere progettati e controllati accuratamente in tutte le loro variabili, al fine di migliorare in modo mirato le caratteristiche meccaniche e microstrutturali finali.

3.2.2.2 Stadi della laminazione in controllo

Come si è visto nel paragrafo precedente, la laminazione controllata avviene in più fasi caratterizzate da temperature diverse. Per capire cosa avviene nei vari stadi che caratterizzano il processo, bisogna prima prendere in considerazione le tre temperature critiche dell'austenite, che solitamente vengono prese come riferimento per le temperature caratteristiche del processo di laminazione; queste temperature sono:

- 1) la *temperatura di accrescimento del grano* T_{GC} , definita come la temperatura al di sopra della quale inizia un accrescimento del grano (*grain coarsening*) per ricristallizzazione secondaria (fenomeno nel corso del quale si verifica un accrescimento incontrollato del grano iniziale); più precisamente è quella temperatura al di sopra della quale le i precipitati non possono più impedire l'accrescimento del grano austenitico;
- 2) la *temperatura di non ricristallizzazione* T_{RXN} , definita come la temperatura al di sopra della quale si ha una ricristallizzazione dell'austenite tra due passaggi consecutivi nel laminatoio, ottenendo un grano più fine ed eliminando l'incrudimento accumulato con la laminazione. Al di sotto della temperatura di non-ricristallizzazione, tra due passate consecutive di laminazione, la ricristallizzazione dell'austenite non ha tempo di avvenire. La temperatura T_{RXN} è fortemente influenzata dagli elementi microleganti (in particolare V e Nb); uno dei ruoli più importanti e interessanti giocati dagli elementi microleganti è proprio la loro

influenza sulla temperatura di non-ricristallizzazione, poichè causano l'aumento di tale temperatura [6,7].

In relazione all'effetto quantitativo dei citati elementi di lega su temperatura e tempo di ricristallizzazione, valgono rispettivamente le seguenti relazioni:

$$T_{RXN}[^{\circ}C] = 887 + 464C + (6645Nb - 664\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si$$

$$t_{0,5R} = (-5,24 + 550[Nb]) * 10^{-18} d^2 \varepsilon^{-4+77[Nb]} e^{\frac{330000}{RT}}$$

dove: d è la dimensione del grano, $[Nb]$ è la concentrazione di niobio, t_{xR} è il tempo necessario per ricristallizzare a x% e ε è la deformazione.

E' molto importante sottolineare il fatto che la temperatura di ricristallizzazione dell'acciaio C-Mn-Si, senza l'aggiunta di microleganti è di circa 800°C, ovvero al di sotto della temperatura finale di gran parte dei laminatoi, ne consegue che eseguire la laminazione in controllo sui tradizionali acciai è pressoché impossibile. [6,7]

- 3) la *temperatura di trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$ in raffreddamento* A_{r3} , definita come la temperatura in corrispondenza della quale, durante il raffreddamento, inizia la trasformazione $\gamma \rightarrow \alpha$ da austenite a ferrite; anche questa temperatura è fortemente influenzata dagli elementi microleganti. La temperatura A_{r3} è importante perché influisce direttamente sulla microstruttura risultante dalla trasformazione.

Il processo di laminazione in controllo può essere diviso in tre stadi, caratterizzati da diverse temperature; la figura 3.4 mostra schematicamente le temperature a cui vengono condotti tali stadi e i cambiamenti microstrutturali indotti nell'acciaio in seguito alla deformazione che avviene in ogni stadio.

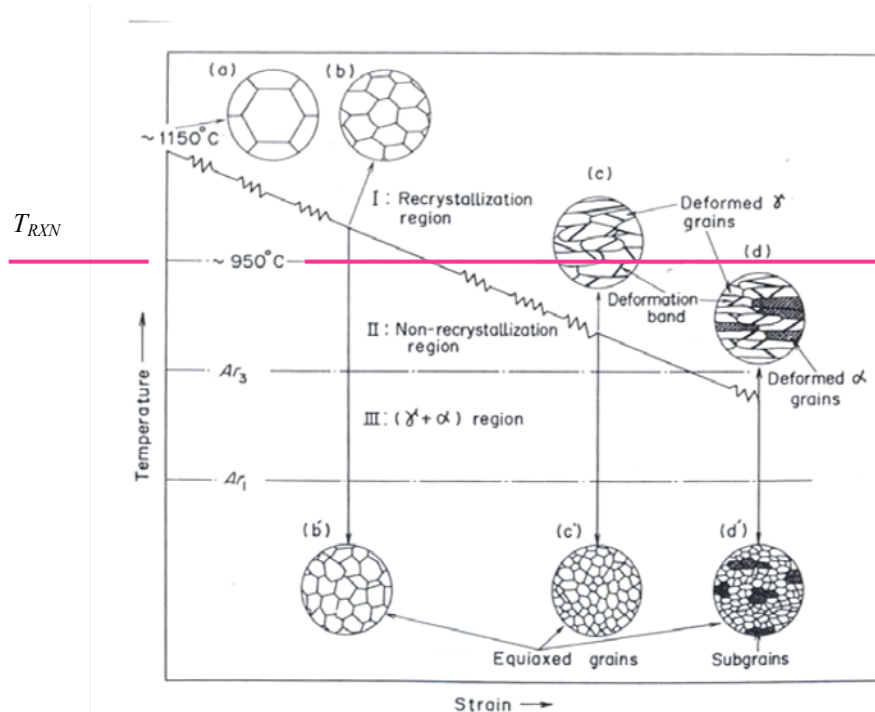


Fig. 3.4 – Illustrazione schematica dei tre stadi della laminazione controllata e delle corrispondenti trasformazioni microstrutturali. [4]

STADIO 1: deformazione nel range di temperatura di ricristallizzazione.

Come prima cosa, il materiale in fase γ viene riscaldato a una temperatura superiore alla temperatura di accrescimento del grano T_{GC} , e viene mantenuto a questa temperatura per un certo lasso di tempo. La temperatura di accrescimento del grano dipende dagli elementi di lega presenti nell'acciaio; in genere comunque la temperatura a cui viene portato l'acciaio durante il riscaldamento è compresa tra 1000 e 1300°C , e in particolare nella maggior parte dei casi viene scelta una temperatura di $1200\div 1250^{\circ}\text{C}$. [1]

Durante la fase di riscaldamento e permanenza in temperatura, avvengono trasformazioni che controllano la dimensione del grano e la composizione dell'austenite prima della laminazione a caldo: risulta quindi che questa fase è di fondamentale importanza per ottenere alla fine del processo la microstruttura desiderata. Durante lo stadio di riscaldamento si hanno:

- nucleazione e possibile accrescimento dei grani austenitici;
- eliminazione delle disomogeneità nella distribuzione del soluto;
- dissoluzione di precipitati di elementi microleganti, derivanti dalla microstruttura originaria.

Una dissoluzione incompleta di elementi microleganti, comporterebbe un mancato effetto di affinamento del grano austenitico e di indurimento per precipitazione da parte di questi ultimi; risulta dunque evidente che lo stadio di riscaldamento riveste una grande importanza per quanto riguarda l'ottenimento della microstruttura finale, e che la temperatura di riscaldamento e il tempo di permanenza a tale temperatura sono parametri che vanno scelti con molta cura. E' infatti da questi parametri che dipende la corretta omogeneizzazione del materiale e la corretta soluzione degli elementi di lega presenti. [1]

Dopo questa fase di riscaldamento, il materiale è pronto per essere laminato; viene dunque sottoposto a deformazioni plastiche imposte, mediante passate successive, e ricristallizza. A seconda della temperatura e dell'entità della deformazione plastica imposta, possono verificarsi fenomeni di ricristallizzazione statica o anche dinamica: la deformazione dinamica avviene quando la formazione e l'accrescimento dei grani cristallizzati si ha nel corso dell'applicazione della deformazione a caldo, ed è favorita da alte temperature e/o grosse riduzioni di spessore. [5] Il grano γ viene affinato attraverso il ripetersi della ricristallizzazione statica nel corso delle passate al laminatoio. In questa fase è molto importante tenere sotto controllo le dimensioni del grano austenitico: da questo infatti dipende direttamente la dimensione del grano ferritico che si otterrà alla fine del processo; in questo senso è fondamentale l'aggiunta di elementi microleganti (Ti o Nb) che precipitando per effetto della laminazione, sotto forma di carburi o carbonitruri finemente dispersi, controllano l'accrescimento e la ricristallizzazione del grano austenitico. In generale, la dimensione del grano γ ricristallizzato diminuisce rapidamente all'aumentare della riduzione prodotta per laminazione, e viene usualmente espressa in funzione della dimensione iniziale del grano d_o , della deformazione imposta ε e del *parametro di Zener-Hollomon* che è dato da [4]:

$$Z = \varepsilon \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

dove Q è l'energia di attivazione per la deformazione espressa in joule.

Per incentivare l'affinamento del grano γ (da cui dipende, come si è già detto, la dimensione dei grani α), si procede solitamente incrementando il valore di Z o di ε . In figura 1.6: (a) rappresenta i grani grossolani di γ che per deformazione e ricristallizzazione assumono l'aspetto (b) dal quale poi si passa ai relativamente grossolani grani di α (b').

STADIO 2: deformazione alla temperatura di non-ricristallizzazione.

Dopo la laminazione ad alta temperatura, lo sbozzato viene lasciato raffreddare fino a temperature inferiori a 900°C e poi passa alla successiva fase di laminazione. Durante questa fase la ricristallizzazione del materiale procede molto lentamente fino alla temperatura di non

ricristallizzazione, che come si è detto è funzione del tipo e della concentrazione degli elementi di lega presenti.

Una volta raggiunta tale temperatura e quindi in assenza di ricristallizzazione, il grano austenitico viene deformato e fortemente allungato nella direzione di laminazione (*pancaking*); in figura 3.5 è mostrato tale allungamento del grano austenitico:

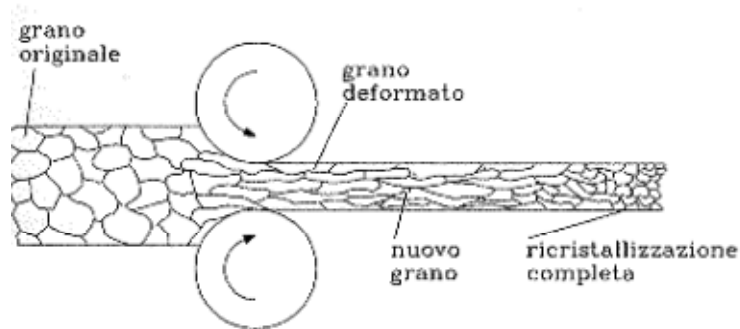


Fig. 3.5 – Allungamento del grano austenitico durante la laminazione.

Nei grani, allungati in seguito alla seconda laminazione, si iniziano così ad individuare un certo numero di *bande di scorrimento*, le quali tendono a svilupparsi da bordo di grano a bordo di grano, secondo linee parallele. Tali bande risultano fondamentali nel determinare la microstruttura finale e favorire un ulteriore affinamento del grano: infatti quando γ deformata si trasforma in α , le bande di scorrimento costituiscono siti di nucleazione per i grani α ; invece, quando la fase γ ricristallizzata si trasforma in α , è solo il bordo di grano che provvede ai siti di nucleazione per i grani α . Questa differenza nel comportamento di trasformazione tra fase γ deformata e γ non deformata, costituisce la differenza fondamentale (nonché il principale vantaggio) tra laminazione convenzionale e laminazione in controllo. [4] In questo modo è disponibile un numero maggiore di siti di possibile nucleazione della ferrite e questo fatto comporta una maggiore velocità di nucleazione rispetto alla situazione in cui la fase γ è non deformata, portando come risultato un grano ferritico più fine.

Per questo è molto importante che si realizzi una *soppressione* o un *ritardo della ricristallizzazione* che segue la deformazione, cosa che può essere ottenuta principalmente attraverso due fattori: la temperatura di deformazione e gli elementi microleganti.

STADIO 3: deformazione nella regione bifasica ($\alpha + \gamma$).

La terza fase di laminazione viene condotta a temperature in campo bifasico e si verifica la formazione di substrutture caratterizzate da modifiche microstrutturali rilevanti. In realtà, questa pratica implica svantaggi notevoli come l'incremento di anisotropia nelle proprietà meccaniche, a causa dell'instaurarsi di tessiture cristallografiche preferenziali. Per questo motivo, tale trasformazione solitamente non viene impiegata. In figura 1.6 si hanno i grani di α deformati (d).

3.2.2.3 Raffreddamento controllato

Un aspetto fondamentale per l'ottenimento della microstruttura e quindi delle proprietà meccaniche desiderate è il *raffreddamento controllato*.

Velocità di raffreddamento, temperatura di inizio raffreddamento e temperatura di fine raffreddamento sono le variabili principali da considerare. Le condizioni ottimali per queste variabili dipendono dalle caratteristiche degli acciai e dalle condizioni di laminazione, poiché la temprabilità dell'acciaio e la microstruttura dell'austenite sviluppata con la laminazione possono influenzare in modo marcato le proprietà ottenute attraverso una certa condizione di raffreddamento accelerato. Si stabilisce quindi, come appena accennato, una velocità di raffreddamento di riferimento in base alla microstruttura e alle proprietà meccaniche desiderate.

Il raffreddamento accelerato porta ad un rafforzamento per trasformazione dovuto ad un affinamento del grano ferritico ed al verificarsi dell'indurimento per precipitazione dovuto ai carburi ed ai nitruri.

E' importante precisare che, per quanto riguarda la temperatura di fine laminazione e inizio raffreddamento in controllo, temperature mano a mano più alte comportano che il raffreddamento accelerato parta da strutture austenitiche più grossolane.

Aumentando la velocità di raffreddamento, durante il raffreddamento controllato si possono quindi ottenere strutture miste di ferrite-perlite, ferrite aciculare, bainite o martensite. Queste ultime due fasi conferiscono all'acciaio limiti resistenziali più elevati, ma possono determinare un sensibile decremento della tenacità. Può essere vantaggioso partire da una struttura fine in campo γ e adottare velocità di raffreddamento non eccessive, per ottenere buoni limiti resistenziali insieme ad una buona tenacità. [4]

3.2.2.4 Effetti dei parametri di processo e della composizione chimica sulla microstruttura e sulle proprietà meccaniche

Gli acciai microlegati a medio tenore di C sono caratterizzati sostanzialmente da una struttura mista di ferrite e perlite se raffreddati in aria calma; questa è strettamente correlata alla composizione chimica e ai parametri di processo del trattamento termo-meccanico. Le microstrutture tipiche che si possono ottenere modificando i parametri di processo, in particolare la velocità di raffreddamento, sono come già detto: ferrite aciculare, bainite e martensite.

Come è noto, la microstruttura influenza molto fortemente le proprietà meccaniche dell'acciaio, per cui uno studio dei fattori che sono in grado di modificare la microstruttura è fondamentale, allo scopo di ottenere dagli acciai microlegati le prestazioni desiderate.

A titolo di esempio, la figura 3.6 mostra il contributo di vari meccanismi di rinforzo, dovuti agli elementi leganti e alle caratteristiche del processo termomeccanico, per raggiungere un carico di snervamento di 700 MPa [1]; si può notare l'importanza che assumono l'affinamento della microstruttura ottenuto tramite il processo termo-meccanico, e l'effetto dei microleganti.

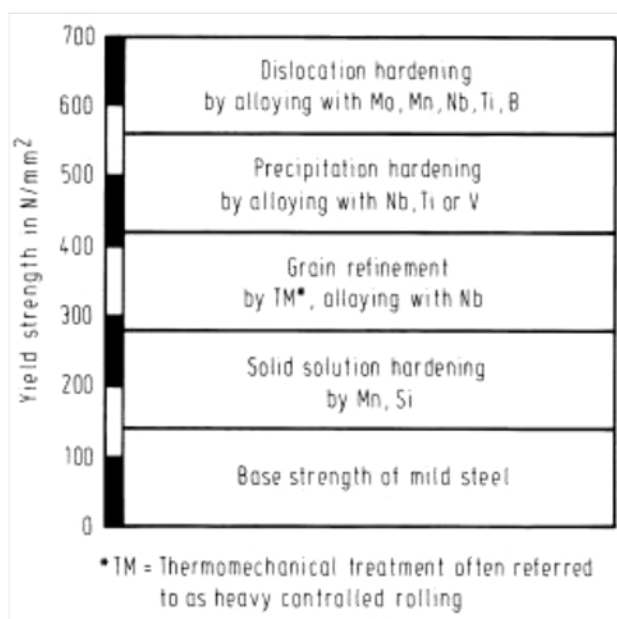


Fig. 3.6 – Contributo dei meccanismi di rinforzo per ottenere un carico di snervamento di 700 MPa

3.2.2.4.1 Effetti dei parametri di processo

Un primo parametro del processo termo-meccanico da prendere in considerazione è la *temperatura di fine deformazione*. Una bassa temperatura di fine laminazione comporta la formazione di una struttura a grano fine: questo è possibile impedendo la ricristallizzazione della fase austenitica durante la fase di laminazione a bassa temperatura e promuovendo un forte affinamento del grano ferritico grazie all'introduzione, nel corso della deformazione, di un'alta densità di siti preferenziali di nucleazione. In figura 3.7 viene evidenziata l'influenza della temperatura finale di laminazione sulla microstruttura.

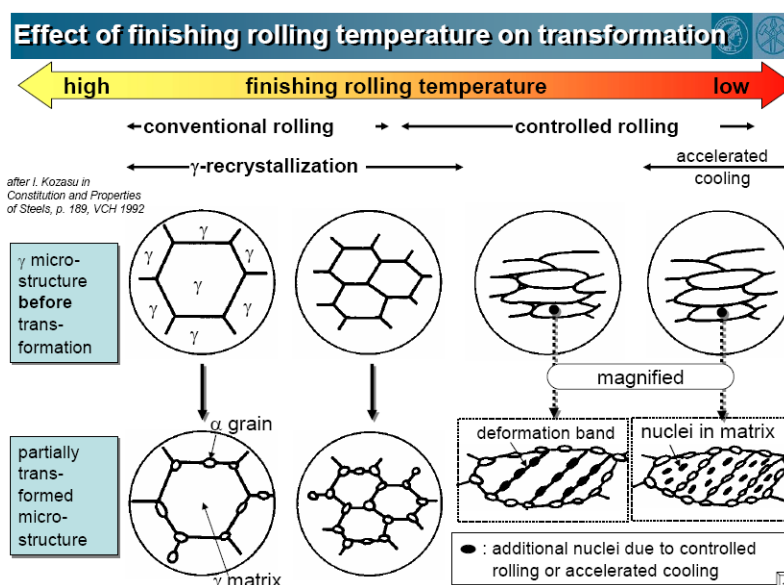


Fig. 3.7 – Effetto della temperatura di fine deformazione sulla microstruttura

Temperature di laminazione elevate, tipiche della laminazione a caldo convenzionale, hanno come obiettivo l'ottimizzazione della produttività a prescindere dalle proprietà meccaniche del laminato; in questo caso si ottiene una microstruttura finale grossolana, che comporta mediocri prestazioni dell'acciaio. La microstruttura è costituita da ferrite aciculare e da ferrite a bordo grano.

Abbassando la temperatura di deformazione, si produce un affinamento della struttura austenitica; questo fenomeno è dovuto al fatto che la mobilità degli atomi alle alte temperature è più elevata, ed è dunque ovvio che aumentando la temperatura di laminazione, la mobilità dei bordi di grano porta ad un ulteriore accrescimento dei grani grossolani e ad un'eliminazione dei grani fini, dando come risultato una microstruttura grossolana.

Al contrario, abbassando la temperatura, la mobilità degli atomi viene ridotta e l'accrescimento dei grani è ostacolato, e come risultato si ha una microstruttura più fine rispetto al caso precedente. [12] La microstruttura finale appare costituita, rispetto al caso precedente, da una maggiore quantità di ferrite a bordo grano. [8]

Un'ulteriore diminuzione della temperatura di deformazione, può comportare che il processo si concluda a una temperatura inferiore alla temperatura di ricristallizzazione, che è il caso tipico della laminazione in controllo. Ciò produce un maggiore affinamento del grano austenitico e conseguentemente del grano ferritico, oltre a produrre una precipitazione più fine. Si osserva inoltre che la microstruttura in questo caso è diversa rispetto ai casi precedenti: infatti è composta da ferrite aciculare e da una grande quantità di ferrite fine, oltre che da una certa quantità di perlite; nei casi precedenti invece, la microstruttura è costituita da ferrite aciculare e da ferrite a bordo grano. [8]

In sostanza dunque, una riduzione della temperatura di laminazione contribuisce ad un sostanziale affinamento a livello microstrutturale, e di conseguenza si verifica un notevole beneficio sulle proprietà meccaniche del materiale.

Come esempio per quanto appena affermato, si riportano i risultati ottenuti da una ricerca svolta su un acciaio microlegato da forgatura a medio tenore di carbonio [8]; nel corso di questo studio sono state svolte caratterizzazioni microstrutturali e prove meccaniche sull'acciaio laminato a diverse temperature ($1150 \div 850$ °C). Si è riscontrato che, riducendo la temperatura di deformazione, la microstruttura ferritica appare più fine, come mostrato in figura 3.8, a titolo di esempio, per due diverse temperature.

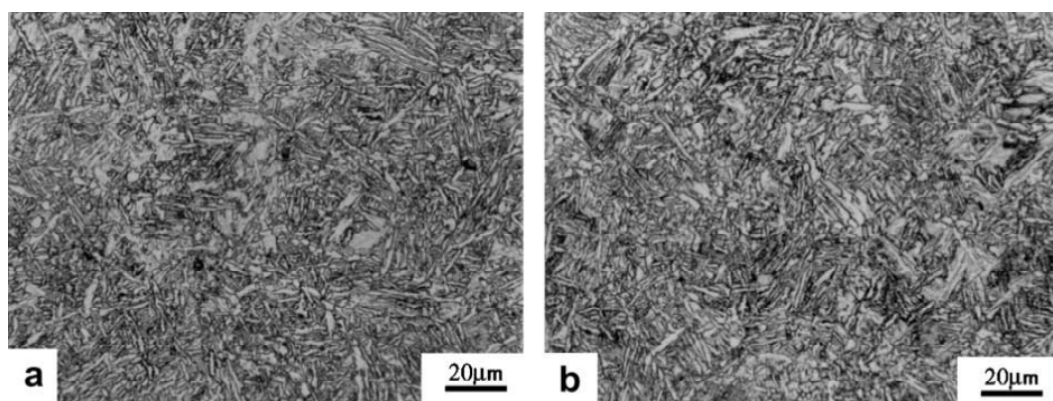


Fig. 3.8 – Microstruttura ferritica ottenuta con diverse temperature di deformazione: 1150°C (a) e 1070 °C (b)

Per quanto riguarda le proprietà meccaniche, si è osservato che il carico di rottura e di snervamento, così come la durezza, la resilienza e la duttilità, aumentano al diminuire della temperatura di deformazione, come si attendeva; la variazione maggiore è stata riscontrata per la duttilità.

I valori più alti, in ogni caso, sono stati riscontrati per la temperatura di deformazione minore tra quelle sottoposte a studio, che è risultata essere inferiore alla temperatura di ricristallizzazione. La figura 3.9 illustra i risultati appena descritti. [8]

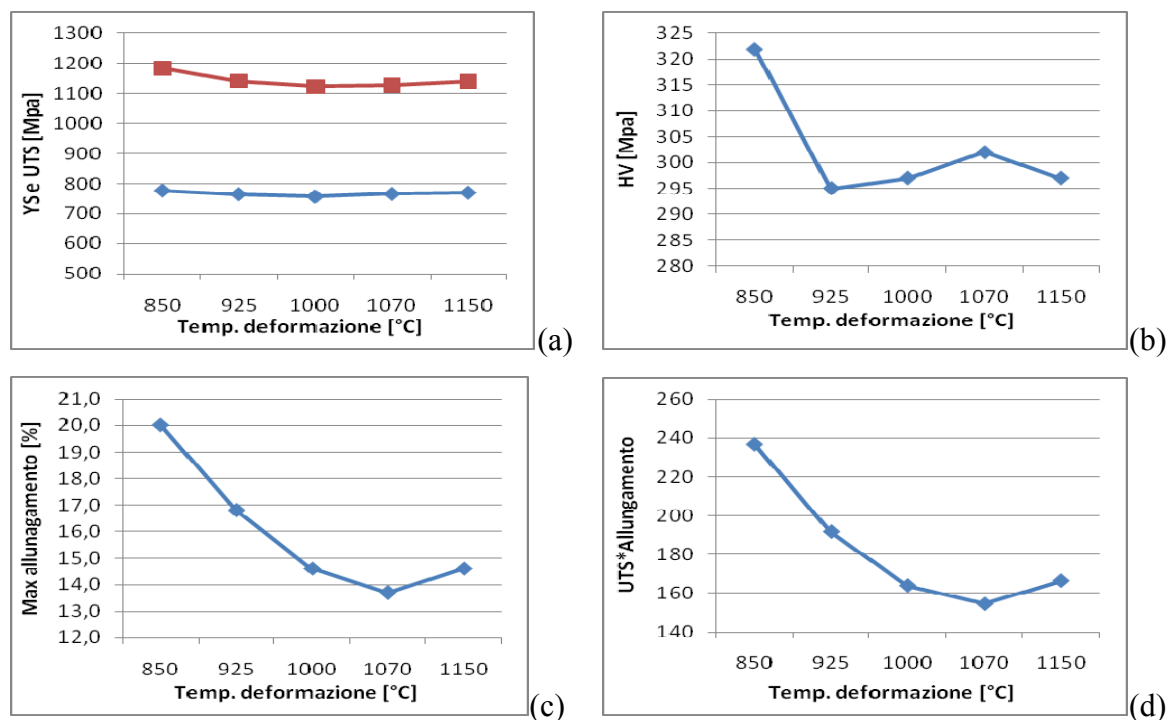


Fig. 3.9 – Effetto delle varie temperature di deformazione sulle caratteristiche meccaniche: carico unitario di snervamento e di rottura (a), durezza Vickers (b), massimo allungamento a rottura (c), resilienza valutata come prodotto tra carico di rottura e allungamento (d).

Un altro parametro del processo termo-meccanico molto importante per i suoi effetti sulla microstruttura è ovviamente la *velocità di raffreddamento* al termine dell'operazione di deformazione: in genere questo è il parametro che esercita la maggiore influenza sulla microstruttura finale di un acciaio microlegato. La figura 3.10 mostra schematicamente il processo di laminazione in controllo, con raffreddamento finale eseguito a varie velocità, e la microstruttura che si ottiene in funzione della velocità di raffreddamento e delle curve CCT.

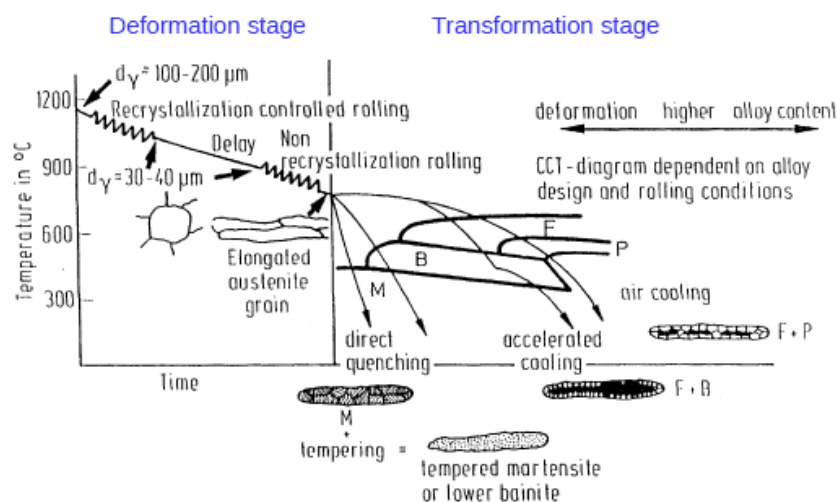


Fig. 3.10 – Schema del processo di laminazione in controllo con microstrutture finali ottenute a seconda delle diverse velocità di raffreddamento e delle curve CCT dell'acciaio.

Come risulta dalla figura 3.10, e come riportato nei lavori di *Zhang et al.* [10] e da *Jahazi et al.* [11] per diversi tipi di acciai microlegati a medio tenore di carbonio, un raffreddamento lento ($1,5^{\circ}\text{C/s}$) porta alla formazione di una microstruttura caratterizzata dalla presenza di ferrite e perlite. In entrambi i casi si osserva che un aumento della velocità di raffreddamento comporta un aumento della frazione in volume di perlite, a discapito della ferrite, oltre ad un affinamento del grano ferritico e ad una riduzione della spaziatura interlamellare della perlite. La figura 3.11 mostra quanto appena affermato.

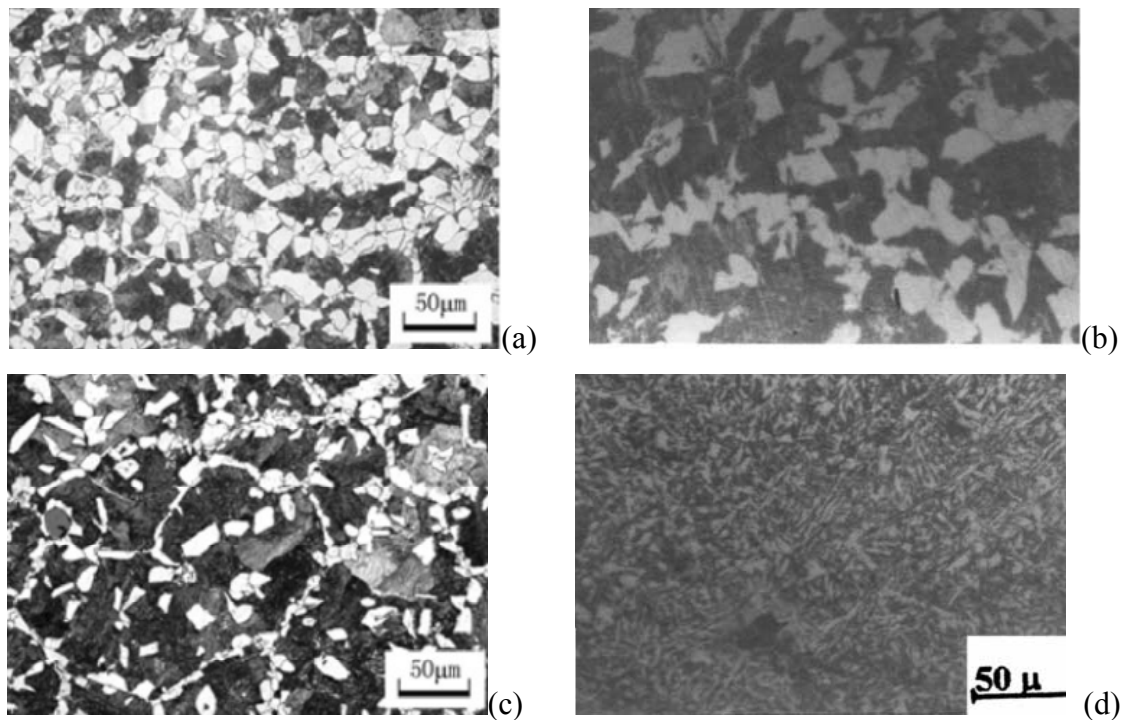


Fig. 3.11 – Confronto tra microstrutture: microstrutture ferritico-perlitiche ottenute con basse velocità di raffreddamento per due diversi acciai microlegati a medio tenore di C: (a) [10] e (b) [11]; effetto dell’aumento della velocità di raffreddamento per i due acciai microlegati: (c) [10] e (d) [11]

Questi effetti sono associati all’influenza della velocità di raffreddamento sulla coalescenza e sul tasso di crescita della ferrite; quando sono applicate basse velocità di raffreddamento ($1,5^{\circ}\text{C/sec}$) ci si aspetta che la ricristallizzazione e anche la crescita del grano avvengano prima della trasformazione $\gamma\text{-}\alpha$. La ferrite nuclea ai bordi di grano austenitici ricristallizzati e a temperatura ambiente la microstruttura consiste in una rete grossolana di ferrite più perlite.

Al contrario, con velocità di raffreddamento più elevate ($10\text{--}15^{\circ}\text{C/sec}$), solo alcuni grani ricristallizzati sono in grado di crescere preferenzialmente; in questo caso, prima della trasformazione $\gamma\text{-}\alpha$, è presente austenite con dimensioni del grano variabili. La microstruttura sarà quindi formata da grani ferritici irregolari e perlite.

Infine, la dimensione del grano ferritico è legata alla dimensione del grano austenitico ed alla velocità di raffreddamento attraverso la seguente relazione empirica:

$$d_{\alpha} = 11.7 + 0.14d_{\gamma} + 37.7R^{-0.5}$$

dove: d_{α} è la dimensione del grano ferritico (in μm), d_{γ} quella del grano austenitico (sempre in μm), e R è la velocità di raffreddamento in $^{\circ}\text{C}/\text{min}$. [11] L'influenza della velocità di raffreddamento sulla dimensione dei grani ferritici della microstruttura finale è ben rappresentata nelle figura 3.12 [1]:

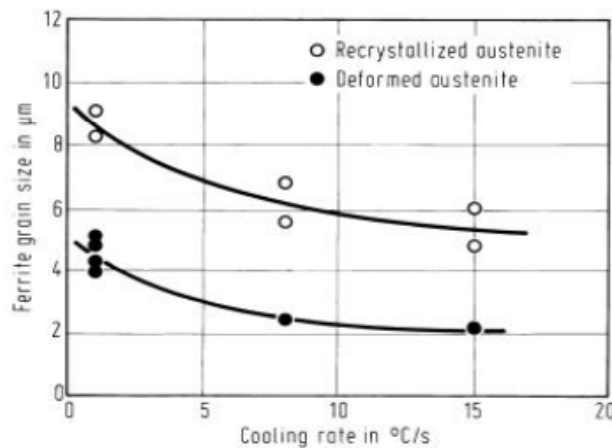


Fig. 3.12 – Effetto delle trasformazioni dell'austenite e della velocità di raffreddamento sulla dimensione del grano ferritico [1]

Per quanto riguarda le proprietà meccaniche, i due studi citati sono in accordo nell'affermare che con l'aumento della velocità di raffreddamento si riscontra un incremento delle tensioni di snervamento e rottura; per contro però, si è constatata una diminuzione dell'allungamento a rottura e una sensibile diminuzione della resilienza. [10,11].

Altri due studi [9,12], condotti il primo su un acciaio microlegato a medio tenore di C e il secondo su un acciaio HSLA, hanno prodotto risultati differenti per quanto riguarda la microstruttura. Facendo riferimento principalmente allo studio condotto da *Rasouli et al.* [9], dato che tratta un acciaio microlegato a medio tenore di C (lo stesso studiato in [8]), si è trovato che, per basse velocità di raffreddamento ($3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$), la microstruttura ottenuta è composta da ferrite aciculare; incrementando la velocità di raffreddamento a $7\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ e $15\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$, si è ottenuta rispettivamente una microstruttura bainitica e martensitica. Riducendo la temperatura di deformazione da $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $925\text{ }^{\circ}\text{C}$, sono state osservate simili composizioni per la microstruttura, con la differenza della presenza anche di ferrite a bordo grano. In figura 3.13 sono riportate le tre diverse microstrutture ottenute con le tre diverse velocità di raffreddamento e con la temperatura di deformazione di $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$:

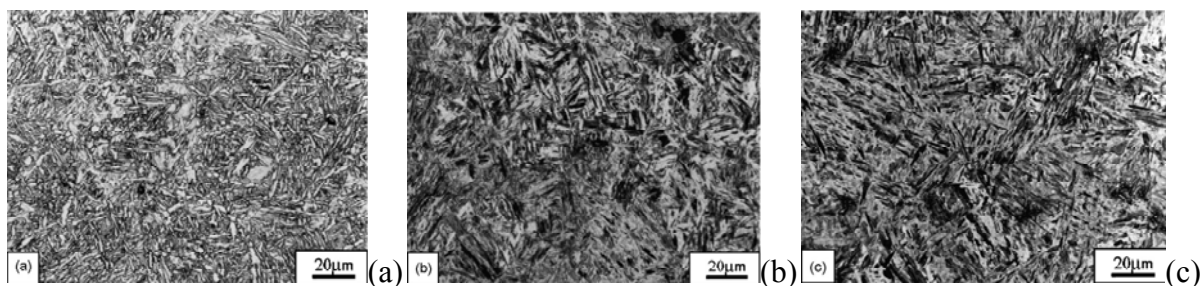


Fig. 3.13 – Microstrutture in un acciaio microlegato a medio tenore di C, imponendo una temperatura di deformazione pari a 1150 °C e diverse velocità di raffreddamento: (a) ferrite aciculare (CR 3°C/s), (b) bainite (CR 7°C/s), (c) martensite (CR 15°C/s)

Prendendo in considerazione le proprietà meccaniche, si è osservato che le tensioni di snervamento e di rottura, e la durezza aumentano rispetto ai valori rilevati nel materiale allo stato di fornitura. Tali proprietà sono state calcolate mediante opportuni coefficienti di conversione, per questo i risultati devono essere valutati solo come linea di tendenza generale e non come valori nominali di riferimento. In tutti i casi, si è riscontrato che resistenza a snervamento, resistenza a trazione e durezza aumentano con l'aumentare della velocità di raffreddamento dopo la deformazione a caldo; al contrario, si è trovato che l'allungamento a rottura diminuisce notevolmente. Questo avviene in conseguenza della formazione di fasi infragilenti, quali bainite e martensite, che aumentano la resistenza a scapito della duttilità.

Per studiare l'influenza della velocità di raffreddamento sulla tenacità, è stato calcolato il prodotto tra l'allungamento percentuale a rottura e il carico unitario di rottura (UTS); questo metodo ha mostrato che la tenacità diminuisce significativamente all'aumentare della velocità di raffreddamento, a causa della formazione di costituenti fragili.

La figura 3.14 illustra quanto detto a proposito dell'effetto della velocità di raffreddamento sulle proprietà meccaniche. Per quanto riguarda l'effetto della temperatura di deformazione, si può osservare che un suo aumento, a parità di velocità di raffreddamento, ha un'influenza trascurabile sulle proprietà resistenziali e modesta sulla duttilità, sia sul materiale allo stato di fornitura che su quello sottoposto alla minore velocità di raffreddamento (3 °C/s).

Aumentando ulteriormente la velocità di raffreddamento a 7 e 15 °C/s, si può invece notare che un aumento della temperatura di deformazione conduce ad un apprezzabile aumento delle proprietà resistenziali e ad una significativa riduzione dell'allungamento a rottura. [9]

Questo dato, valido per le due temperature di deformazione qui prese in considerazione, è però al di fuori dal trend generale riportato in precedenza, da cui emergeva un aumento delle proprietà resistenziali con la diminuzione della temperatura di laminazione. [8]

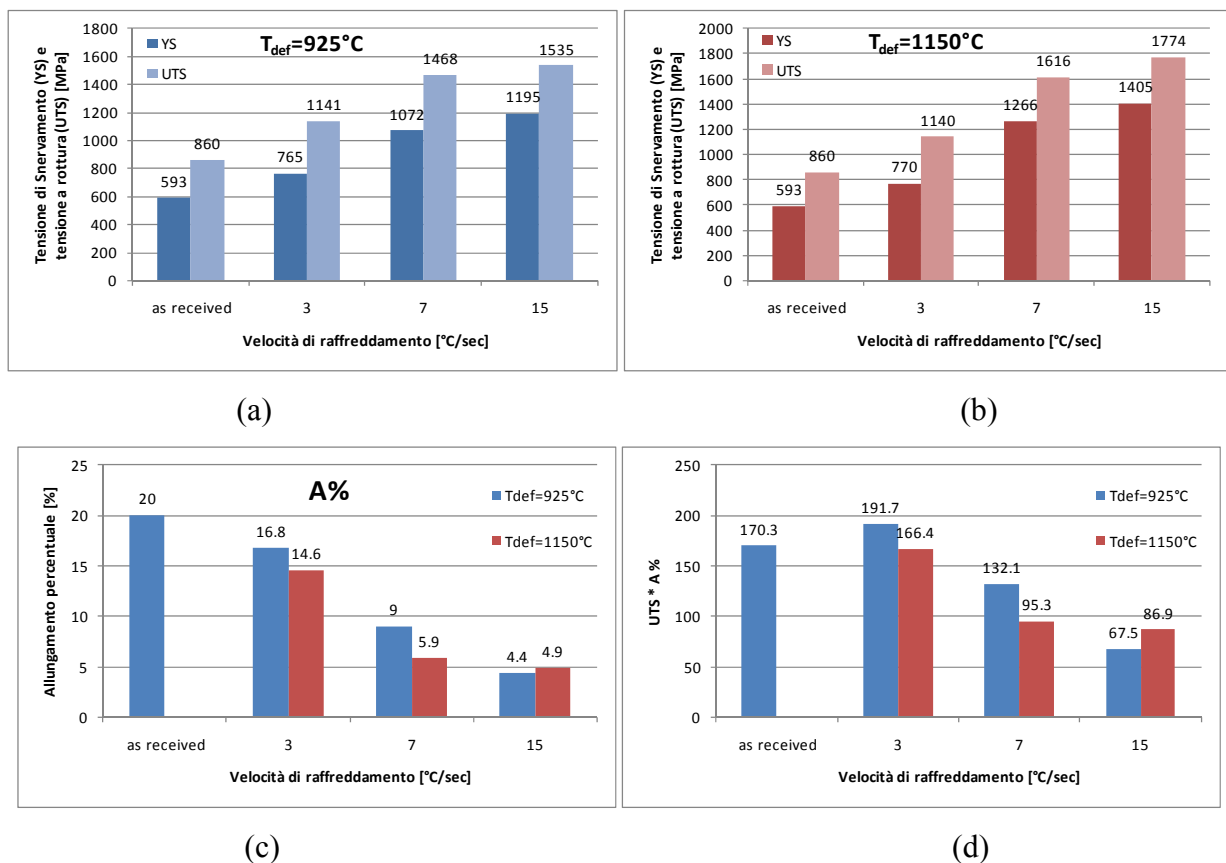


Fig. 3.14 – Effetto della velocità di raffreddamento (3; 7 e 15°C/s) e della temperatura di deformazione(1150 e 925 °C) su: (a) e (b) le tensioni di snervamento(YS) e di rottura(UTS), (c) l'allungamento percentuale a rottura e (d) il prodotto tra UTS e allungamento a rottura

Riassumendo, la deformazione a caldo dell'austenite seguita da un raffreddamento a una velocità di 3 °C/s produce una microstruttura finale composta da ferrite aciculare; questa microstruttura migliora la resistenza e la duttilità contemporaneamente. Un incremento della velocità di raffreddamento da 3 a 15 °C/s, si riflette nella formazione prima di bainite e in seguito di martensite; entrambe queste microstrutture aumentano la resistenza, ma diminuiscono significativamente la duttilità. Tenendo costante la velocità di deformazione, al diminuire della temperatura di deformazione, si forma uno strato di ferrite a bordo grano, che comporta una diminuzione della ferrite aciculare e della dimensione dei grani, fatto che migliora la tenacità. All'interno del range di parametri indagati, si è trovato che la migliore combinazione di resistenza e duttilità si ottiene con una temperatura di deformazione di 925°C e una velocità di raffreddamento di 3 °C/s. [9]

3.2.2.4.2 Effetti della composizione chimica

Gli elementi microleganti giocano un ruolo fondamentale nei meccanismi di rinforzo degli acciai microlegati; essi infatti:

- realizzano il rinforzo per alligazione;
- partecipano al rinforzo per affinamento del grano ferritico, in quanto contribuiscono al controllo della crescita e della ricristallizzazione del grano austenitico durante la laminazione;
- realizzano il rinforzo per precipitazione: alcuni microleganti infatti generano delle particelle che ostacolano il moto delle dislocazioni.

La composizione chimica degli acciai microlegati può variare significativamente in funzione delle proprietà meccaniche che si intendono ottenere (quali resistenza, tenacità, lavorabilità, saldabilità, resistenza alla corrosione atmosferica, resistenza a fatica), poiché, come si è evidenziato nei precedenti paragrafi, esiste una stretta correlazione tra composizione chimica, trattamento termomeccanico, microstruttura finale e proprietà meccaniche degli acciai microlegati.

Gli elementi che sono comunemente presenti negli acciai microlegati possono essere divisi in due gruppi in base al loro differente ruolo ed alla loro influenza sulle proprietà meccaniche degli acciai:

- elementi microalliganti (niobio, vanadio, titanio, alluminio e boro);
- elementi sostituzionali (silicio, manganese, molibdeno, rame, nichel e cromo);

inoltre sono spesso presenti anche impurità e solfuri.

Gli elementi di lega agiscono principalmente sulla resistenza e sulla tenacità, oltre che sulle trasformazioni microstrutturali; gli elementi del terzo gruppo influenzano principalmente la duttilità delle lamiere laminate in controllo. Per quanto riguarda il ruolo rivestito dagli elementi interstiziali (secondo gruppo), carbonio e azoto, influenzano sensibilmente il processo di formazione dei precipitati (e quindi le caratteristiche microstrutturali), ma giocano anche un ruolo critico nella saldabilità degli acciai.

Gli elementi che determinano in maniera più significativa le caratteristiche meccaniche dei microlegati sono tuttavia gli elementi microalliganti (primo gruppo); la loro principale funzione è quella di ottenere il rafforzamento della ferrite attraverso l'affinamento del grano ferritico, spesso insieme al rafforzamento per precipitazione e/o per soluzione solida. Gli elementi microalliganti sono scelti inoltre per influenzare le temperature delle trasformazioni microstrutturali, in modo che la trasformazione dell'austenite in ferrite e perlite avvenga a temperatura più bassa durante il raffreddamento in aria. Questo abbassamento delle temperature di trasformazione produce infatti un ulteriore affinamento del grano, che costituisce il più auspicabile tra i meccanismi di rinforzo della ferrite, in quanto è l'unico che permette l'incremento simultaneo di capacità resistenziali e tenacità.

Inoltre, l'aggiunta di opportuni elementi microleganti, e in particolare V, Ti e Nb, induce la formazione di precipitati (carburi, nitruri e carbonitruri: $V(C,N)$, $Nb(C,N)$, TiC , TiN ,...) che ostacolano la ricristallizzazione dell'austenite; questi precipitati aumentano la temperatura e il tempo necessari alla ricristallizzazione dell'austenite, in modo che sia possibile un affinamento del grano ferritico.

La figura 3.15 mostra l'influenza di vari microleganti su T_{RXN} ; si nota come il niobio sia l'elemento che ha l'influenza maggiore:

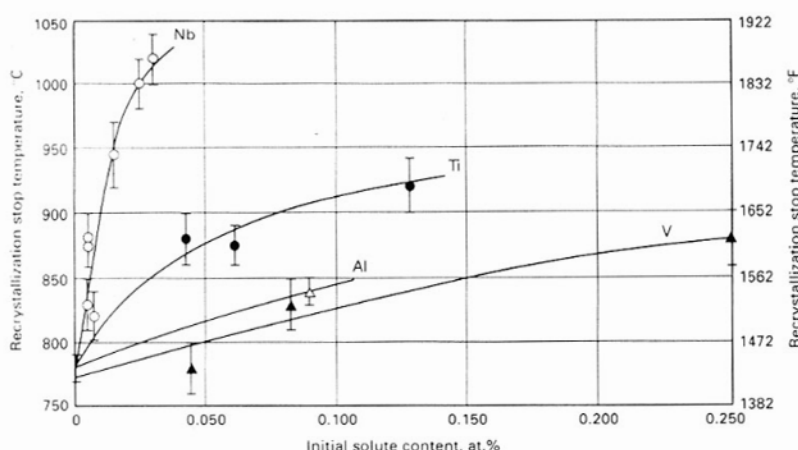


Fig. 3.15 – Effetto di elementi microleganti sulla temperatura di ricristallizzazione

La solubilità nell'austenite, a una data temperatura, di elementi che formano carburi e nitruri dipende dalla percentuale di carbonio e azoto presenti nell'acciaio; quando la temperatura si abbassa durante il raffreddamento, si verifica la sovrassaturazione dall'austenite e perciò inizia la precipitazione di questi prodotti. Gli elementi microalliganti hanno affinità molto diverse per carbonio ed azoto in fase γ : ciò causa notevoli differenze nei prodotti di solubilità di carburi e nitruri. E' molto importante conoscere la cinetica di precipitazione di nitruri, carburi e carbonitruri e correlarla con l'indurimento per precipitazione e la resistenza a deformazione. Tuttavia, poiché la precipitazione è influenzata dalla temperatura, dalla riduzione che si produce in ogni passata, dalla velocità, dalla precedente storia di deformazione e dal contenuto di elementi di lega è abbastanza difficile descrivere quantitativamente l'effetto delle variabili di laminazione sulla cinetica di precipitazione e sull'indurimento per precipitazione.

Effetti del Silicio

Un aspetto di notevole importanza, per quanto riguarda la composizione chimica degli acciai microlegati, riguarda la concentrazione di Si. Il silicio, come il manganese, è un elemento che non produce precipitati (carburi, nitruri, ecc.), ma può alterare la solubilità del Nb(C,N) e perciò influenzare l'interazione tra ricristallizzazione e precipitazione.

Ad esempio, un aumento del contenuto di Si al di sopra del normale livello di concentrazione (0.55-0.7%), come indicato nel lavoro di *Matlock et al.* [20], consente di aumentare la tenacità di tali acciai senza intaccarne la resistenza (figura 3.16).

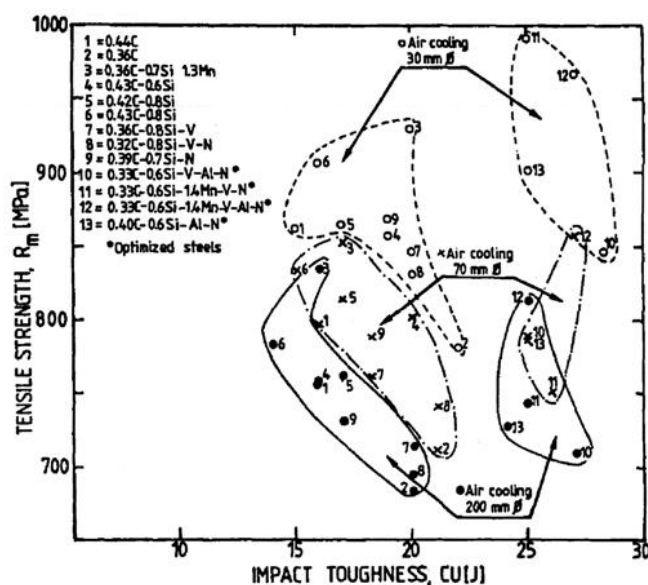


Figura 3.16 - Grafico relativo a resilienza e resistenza a rottura per alcune tipologie di acciai microlegati con medio tenore di carbonio contenenti Si [2]

Questo aspetto viene confermato anche nel lavoro di *A.J. DeArdo et al.* [2], che sottolinea come bassi tenori di C ed elevate percentuali di Mn, Si e N possono condurre a buoni risultati in termini di resilienza.

Un altro importante dato è fornito dallo studio di *Matlock et al.* [20] che mostra come elevate concentrazioni di Si comportino un aumento della tenacità negli acciai microlegati; i risultati di questo studio sono riportati in figura 3.17; si nota come l'effetto positivo del silicio sulla tenacità riguardi prevalentemente le alte temperature e sia poco apprezzabile a temperatura ambiente.

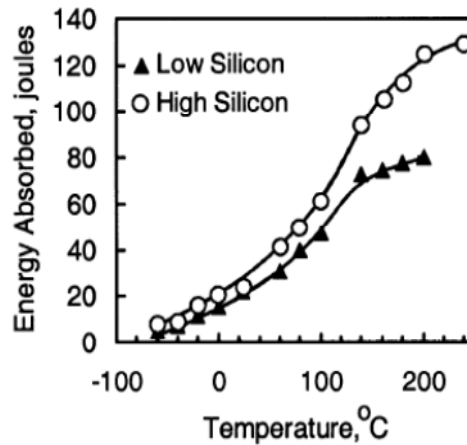


Fig. 3.17 – Influenza del Si e della temperatura di fine deformazione sulla curva di transizione duttile/fragile di un acciaio microlegato [20].

L'effetto del Si è confermato anche nello studio di *Gonzalez-Baquet et al.* [21] come osservabile nello schema di figura 3.18:

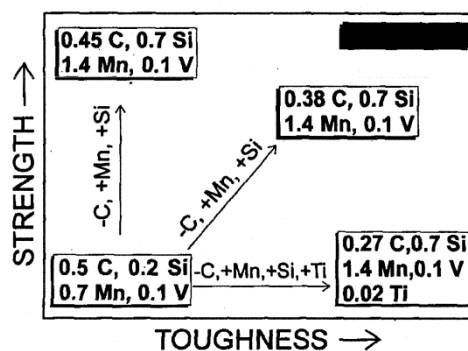


Fig. 3.18 - Andamento dello sviluppo degli acciai microlegati ferritico-perlitici, progettati per raffreddamenti controllati, al fine di migliorare le proprietà meccaniche finali [21]

Nello studio condotto da *Ollilainen et al.* [15] su quattro diversi acciai microlegati a medio tenore di carbonio, si è trovato che innalzando la percentuale di Si da circa 0,6% a circa 1,3%, si genera una percentuale molto più alta di ferrite proeutetoidica nella microstruttura finale, che forma una rete discontinua lungo i bordi di grano dell'austenite. L'aggiunta di silicio provoca un aumento della ferrite dal 7% al 40%; questo è principalmente dovuto all'affinamento del grano austenitico ad opera dei nitruri e carbonitruri di vanadio, che possono svolgere la loro azione di rinforzo a temperature più elevate, e non vengono quindi disciolti durante il riscaldamento in campo austenitico, grazie all'azione stabilizzante esercitata proprio dal silicio.

Un altro studio [16] ha dimostrato che in un acciaio contenente Nb, incrementando il contenuto di Si da 0,001% a 0,48% in peso, la temperatura di ricristallizzazione aumenta insieme al contenuto di

Si; elevate deformazioni però riducono l'effetto del silicio. Questo comportamento può essere attribuito all'accelerazione della cinetica di precipitazione di Nb(C,N) causata dall'aggiunta di Si; aumentando il tempo tra le passate o la deformazione, i precipitati cominciano a diventare più grossolani e, di conseguenza, l'effetto della precipitazione risulta ridotto. Inoltre, si è notato che l'effetto del silicio sulla temperatura di ricristallizzazione diventa meno importante quando sono presenti grandi quantità di elementi che danno luogo a precipitazioni.

3.3 METODI E MATERIALI

Nella presente sezione si provvederà all'esposizione delle principali caratteristiche meccaniche e dei particolari trattamenti subiti dai materiali oggetto della sperimentazione, ovvero l'acciaio da bonifica al B 35KB-2 e gli acciai microlegati a medio tenore di carbonio 30MnVS6 e Imamic.

Il componente oggetto di studio è rappresentato dalla maglia della catena di macchine per movimentazione terra, illustrata in Figura 3.19.



Fig. 3.19 – Vista laterale della maglia

Per quanto concerne l'aspetto funzionale del componente in questione, esso presenta due fori: uno per il calettamento del perno ed uno per il forzamento della boccola che consente il collegamento con la maglia opposta. La catena è il risultato della composizione modulare di queste parti. In questo senso risulta d'ausilio la schematizzazione proposta in fig. 3.20.

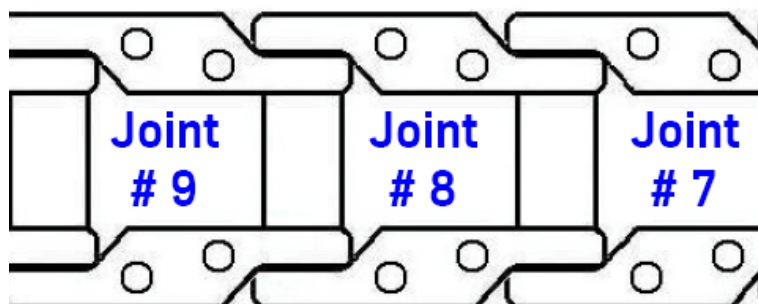


Fig. 3.20 – Schematizzazione di un segmento di catena

3.3.1 Acciaio da bonifica 35KB-2

Per quanto concerne l'acciaio da bonifica 35KB-2, in tabella 3.1 si fornisce la composizione chimica (% in peso).

Materiale	C [%]	Mn [%]	Si [%]	Cr [%]	S [%]	P [%]	Ti [%]	Al [%]	N [%]	B [%]
35KB-2	0.33-0.38	0.7	0.2-0.4	0.10 min	0.2-0.35	0.35 max	0.5 max	0.2-0.5	0.12 max	0.004 max

Tab. 3.1 – Composizione chimica acciaio 35KB-2

Per quanto riguarda il trattamento termico subito da tale acciaio, l'azienda ha comunicato che viene sottoposto ad un ciclo termico costituito dalle seguenti fasi:

- Bonifica
- Tempra ad induzione (dell'area del componente sottoposta ad usura)
- Rinvenimento di distensione in forno

Si riportano inoltre in tabella 3.2 le principali caratteristiche meccaniche e di durezza riscontrabili in seguito al trattamento di bonifica, da intendersi come valori minimi che devono essere garantiti.

Materiale	Durezza superficiale [HB]	Durezza a cuore [HB]	R _m [MPa]	R _s [MPa]	A _{3.54} [%]	KU [kgm/cm ²]	Grano Austenitico
35KB-2	335 - 385	280	850	700	15	5	5 ASTM

Tab. 3.2 – Principali caratteristiche dell'acciaio 35KB-2 dopo bonifica

In tabella 3.3 si riportano invece le durezze ottenibili in seguito al processo di tempra ad induzione.

Materiale	Durezza superficiale [HRC]	Profondità di tempra [mm]
35KB-2	50 - 55	4.0 - 8.0

Tab. 3.3 – Durezza dell'acciaio 35KB-2 dopo tempra superficiale a induzione

3.3.2 Acciaio microlegato 30MnVS6

In tabella 3.4 è riportata la composizione chimica dell'acciaio microlegato a medio tenore di carbonio 30MnVS6; si noti che per migliorare la temprabilità del 30MnV6 e per raggiungere durezze sufficientemente elevate nella zona del pezzo da sottoporre al successivo trattamento di tempra superficiale ad induzione, è stata leggermente aumentata la percentuale di C, rispetto al valore nominale solitamente riportato in letteratura.

Materiale	C [%]	Mn [%]	Si [%]	Cr [%]	S [%]	P [%]	Ti [%]	V [%]	N [%]	Ni [%]	Al [%]
30MnVS6	0.33	1.55	0.25	0.35	0.002	0.007	0.018	0.01	0.052	0.09	0.018

Tabella 3.4 – Composizione chimica acciaio 30MnVS6 (% in peso)

Questo acciaio microlegato è stato prodotto presso il Centro Sviluppo Materiali (Roma) tramite un ciclo costituito dalle seguenti fasi:

- Riscaldamento a 1200°C
- Laminazione controllata (in due stadi, con breve fase di attesa fra i due stadi a 950°C) fino ad uno spessore di 20 mm, con una riduzione di 6:1
- Raffreddamento controllato con due diverse velocità di raffreddamento.

In particolare, i campioni di acciaio utilizzati per la sperimentazione sono stati ottenuti in due distinte colate caratterizzate da due diverse velocità di raffreddamento: la prima fornitura è stata sottoposta ad un raffreddamento in aria, ottenendo un cooling rate stimato pari a 0,7 °C/s, mentre la seconda fornitura è stata raffreddata in acqua-quench (concentrazione 30%) ottenendo un cooling rate stimato pari a 7,5°C/s.

I materiali così ottenuti presentano chiaramente una microstruttura (e quindi anche un comportamento tribologico) diversa, e pertanto nella presente trattazione verranno analizzati separatamente. In tabella 3.5 vengono riportati i valori caratteristici riguardanti durezza e principali proprietà resistenziali di entrambi gli acciai microlegati 30MnVS6 (1° e 2° stadio di fornitura: M1 ed M2).

Materiale	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	KV [J]	HRC
M-1	557 ± 11	857 ± 26	11 ± 1	12.1 ± 1.4	25 ± 0.5
M-2	988 ± 36	1670 ± 18	6.2 ± 0.3	17.7 ± 0.6	52 ± 0.6

Tabella 3.5 – Principali caratteristiche meccaniche dell'acciaio 30MnVS6 post raffreddamento

Il materiale è stato successivamente sottoposto ad un ulteriore processo di tempra superficiale ad induzione. Nella tabella 3.6 si riportano le durezze ottenute in seguito a tale trattamento:

Materiale	Durezza superficiale [HRC]	Profondità di tempra [mm]
30MnVS6	48 - 52	4.0 - 8.0

Tabella 3.6 – Durezza dell'acciaio 30MnVS6 post tempra

3.3.3 Acciaio microlegato Imamic ad alto tenore di Si

Il principale oggetto di studio è stato l'acciaio microlegato a medio tenore di carbonio Imamic, fornito dall'azienda finlandese Ovako. Questo acciaio presenta un alto contenuto in silicio; la sua composizione chimica è riportata in tabella 3.7:

Materiale	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	V [%]	Ti [%]	Cu [%]	Al [%]	N [%]	Nb [%]	Fe [%]
Imamic	0,36	1,25	0,99	0,02	0,06	0,17	0,10	0,020	0,12	0,006	0,25	0,020	0,01	0,003	Bal.

Tab. 3.7 – Composizione chimica acciaio microlegato Imamic (% in peso)

Questo materiale viene prodotto in un forno ad arco elettrico, colato e laminato in billette di 135x135 mm, subendo una riduzione di 6:1. Successivamente viene riscaldato a 1150°C e laminato in barre di 28 mm di diametro. Il successivo raffreddamento avviene ad una velocità di circa 0,5 °C/s. Secondo la tabella 3.8a, dopo la laminazione a caldo questo materiale presenta una microstruttura composta per il 60% da perlite e per il 40% da ferrite.

Materiale	Fase perlitica [%]	Fase ferritica [%]	Dimensione del grano perlitico [μm]
IMAMIC	60 ± 0.8	40 ± 0.8	7.1 ± 0.5

Tab. 3.8a – Tabella relativa alla % di ferrite e perlite presenti in microstruttura e alla dimensione media del grano perlitico

In tabella 3.8 vengono riportate le principali proprietà meccaniche relative all'acciaio Imamic, rilevate in seguito all'esecuzione di prove di durezza, trazione e resilienza a temperatura ambiente:

Materiale	Rp _{0,2} [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	KV [J]	HRC
IMAMIC	640 ± 4.7	896 ± 11	13.5 ± 1.6	14.8 ± 1.7	23 ± 1

Tab. 3.8b – Tabella relativa alle proprietà meccaniche dell'acciaio microlegato Imamic.

L'acciaio microlegato Imamic presenta alcuni vantaggi rispetto agli acciai microlegati a medio tenore di carbonio, e in particolare presenta un limite di fatica più elevato, come mostrato in figura 3.21:

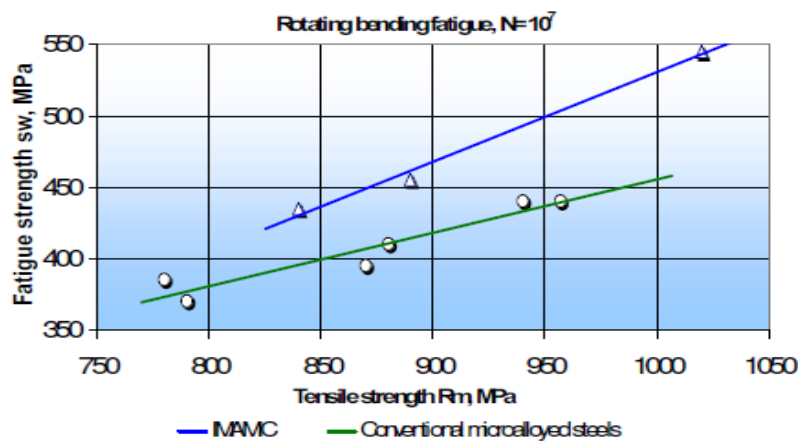


Fig. 3.21 – Limite di fatica relativo all'acciaio microlegato Imamic (linea blu), confrontato con il limite di fatica di acciai convenzionale (linea verde) [1]

Inoltre, la presenza del silicio riduce la tendenza dell'acciaio a formare bainite durante il raffreddamento, e quindi riduce il rischio di avere una fase infragilente: questo fatto giustifica la microstruttura ferritico perlitica presentata dall'acciaio Imamic e le sue elevate proprietà meccaniche. In figura 3.22 sono riportate le curve di Bain relative a questo acciaio.

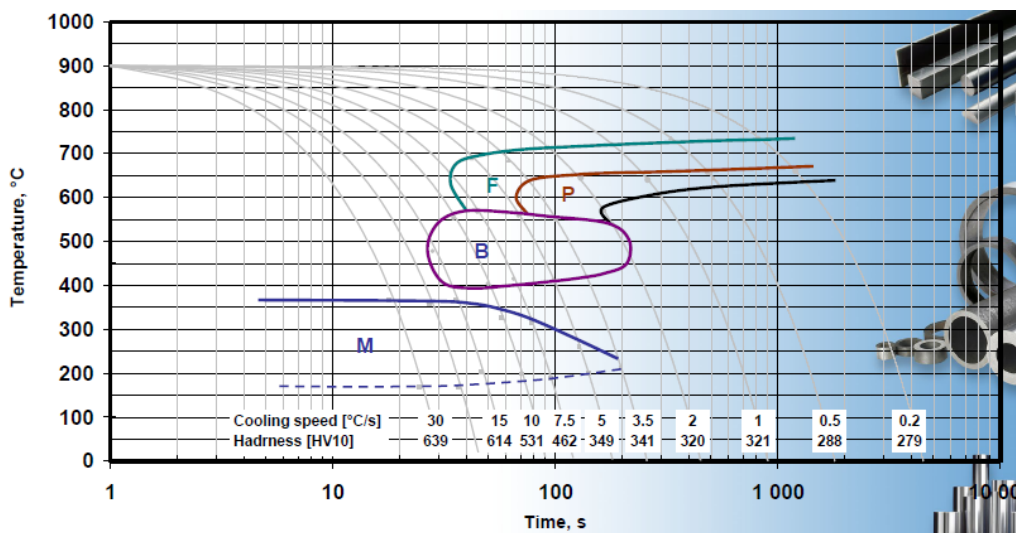


Fig. 3.22 – Curve CCT relative all'acciaio microlegato Imamic [1]

Infine, in figura 3.23 sono mostrati i valori di alcune proprietà meccaniche (carico unitario di rottura e di snervamento, allungamento percentuale a rottura, coefficiente di strizione percentuale e resilienza) in funzione del parametro X definito come in figura, in funzione della percentuale degli elementi di lega. Si evidenziano i valori raggiunti da un acciaio microlegato convenzionale e dall'acciaio microlegato Imamic. L'acciaio microlegato Imamic presenta migliori prestazioni grazie all'aggiunta di silicio, che, come precedentemente riportato, riduce il rischio di formazione di bainite, con conseguenti benefici in termini di duttilità e di resilienza. Inoltre, il silicio ha la

possibilità di sostituire il manganese, perciò possono essere raggiunti maggiori tensioni di snervamento e di rottura senza avere formazione di bainite, cioè senza che ne risenta la duttilità.

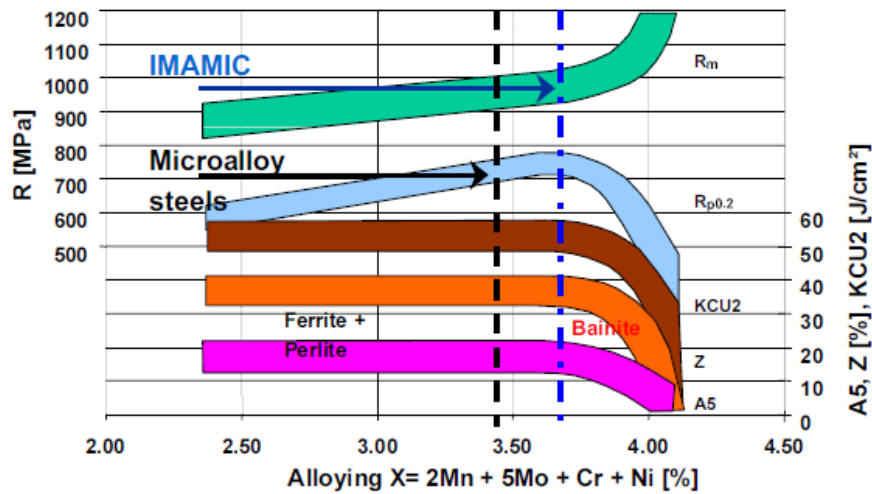


Fig. 3.23 – Proprietà meccaniche in funzione della percentuale degli elementi di lega [1]

3.3.4 Prove tribologiche

Il comportamento tribologico, sia dell'acciaio da bonifica 35KB-2 che dei 3 acciai microlegati, è stato valutato mediante prove di strisciamento, in assenza nominale di lubrificazione, condotte sul tribometro “pattino-su-cilindro” rappresentato in figura 3.24. Questo tipo di tribometro realizza un contatto non conforme tra il pattino stazionario (materiale in prova) e il cilindro rotante (materiale antagonista).

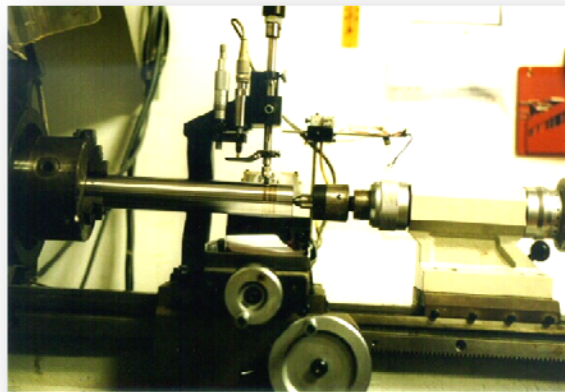


Fig. 3.24 – Tribometro pattino-su-cilindro

Il pattino è realizzato con il materiale in prova, e ha dimensioni 5x5x70 mm; il materiale antagonista è rappresentato dal cilindro di diametro pari a 40 mm. Come materiale antagonista in questo caso è stato scelto l'acciaio 100Cr6 temprato e disteso fino ad una durezza superficiale pari

a 63 HRC e rugosità $R_a=0,06 \mu\text{m}$. Il funzionamento del tribometro si può facilmente intuire dallo schema di figura 3.25:

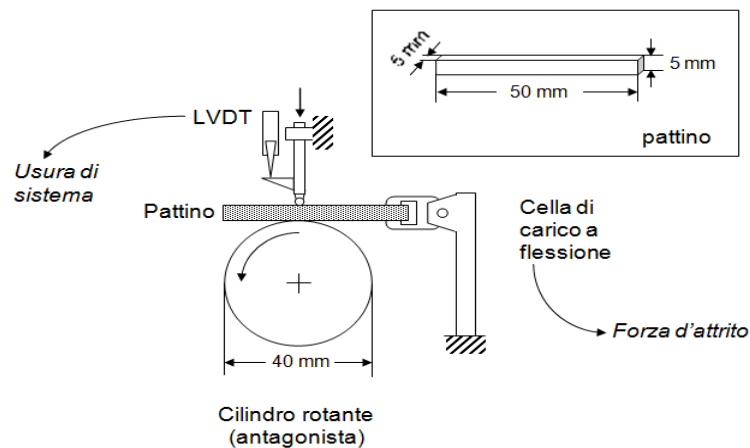


Fig. 3.25 - Rappresentazione schematica del tribometro pattino su cilindro

Esso consente l'acquisizione continua, in funzione della distanza di strisciamento, della forza d'attrito, mediante una cella di carico a flessione; e dell'usura di sistema (pattino fisso + cilindro rotante), mediante un trasduttore di spostamento.

La barretta viene bloccata e viene premuta contro il cilindro dal carico F_n (espresso in N o in kgf), applicato per mezzo di opportuni pesi. Il cilindro viene posto in rotazione alla velocità e per il tempo (ovvero per la distanza di strisciamento) stabiliti.

La cella di carico a flessione misura la forza tangenziale, per mezzo della quale viene calcolato il coefficiente d'attrito μ , secondo la formula:

$$\mu = \frac{F_t}{F_n}$$

Il trasduttore di spostamento induttivo (LVDT: Linear Variable Displacement Transducer) fornisce un segnale elettromagnetico proporzionale allo spostamento, cioè all'usura di sistema, data dalla somma delle usure di pattino e cilindro. I segnali in uscita da LVDT e cella di carico vengono raccolti ed elaborati da una scheda di acquisizione.

Le prove sono state condotte in atmosfera di laboratorio ($18 \div 24 \text{ }^\circ\text{C}$; umidità relativa $40 \div 60\%$), con carichi applicati compresi tra 10 e 75 N (più precisamente sono state svolte prove a 10N, 15N, 25N, 30N, 40N, 50N, 60N e 75N), a due diverse velocità di strisciamento pari rispettivamente a 0,3 m/s e a 1,8 m/s, e per una distanza di strisciamento di 1000 m.

Tutti questi fattori (condizioni ambientali, carico, velocità e distanza di strisciamento) influiscono sui risultati: si è deciso pertanto di tenere costanti le condizioni atmosferiche e la distanza di strisciamento, al fine di riuscire a ricavare la dipendenza delle proprietà tribologiche esclusivamente dal tipo di materiale, dal carico applicato e dalla velocità di strisciamento. Complessivamente, sono state svolte, su ogni materiale, almeno 4 prove per ogni carico e per ogni velocità, al fine di verificare la ripetibilità delle prove stesse e per avere dei risultati statistici abbastanza attendibili.

In particolare, per quanto riguarda le due forniture di acciaio microlegato 30MnVS6, sono state realizzate prove solo a bassa velocità (0,3 m/s) con carichi pari a: 10N, 15N, 25N, 30N, 50N e 75N. Per quanto riguarda invece l'acciaio da bonifica 35KB-2 e l'acciaio microlegato Imamic, sono state svolte prove sia a bassa velocità (0,3 m/s) con carichi pari a 10N, 15N, 25N, 30N, 40N, 50N, 60N e 75N, che a elevata velocità (1,8 m/s), con carichi pari a 10N, 15N, 30N, 40N, 50N, 60N e 75N.

3.3.4.1 Analisi del coefficiente d'attrito

Per quanto concerne più specificatamente l'analisi dell'andamento del coefficiente d'attrito, lo studio si è concentrato sulla valutazione dei valori medi del coefficiente d'attrito iniziale (o di run-in) e del coefficiente d'attrito in fase di regime stazionario.

Per ogni prova effettuata è stata stimata la lunghezza del percorso di run-in e successivamente sono stati calcolati i valori del coefficiente d'attrito come media sul percorso di run-in (μ di run-in), sul percorso relativo allo stadio stazionario (μ stazionario), e sul percorso totale della prova (μ tot.).

3.3.4.2 Analisi del tasso di usura

Come precedentemente riportato, grazie al sensore di spostamento LVDT si ottiene una misura in continuo dell'usura di sistema, che è la somma delle usure del cilindro e del pattino.

Per riuscire ad avere indicazione dell'usura del solo pattino, una volta smontati i pattini dal tribometro, sono state misurate, tramite il profilometro a stilo descritto precedentemente, le larghezze (b , misurate in mm) e le profondità (d , misurate in μm) di ogni singola pista d'usura.

Note tali grandezze, si è proseguito con il calcolo del volume asportato per usura V [mm^3] valutato secondo la normativa ASTM G77, attraverso la formula basata su semplici considerazioni geometriche riportata in figura 3.26, dove t indica la larghezza del pattino e D il diametro del cilindro.

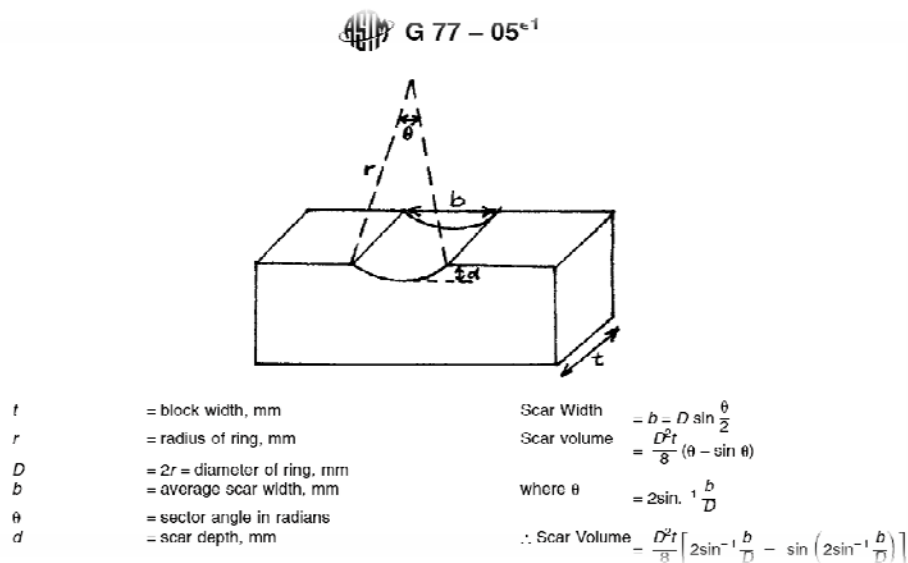


Fig. 3.26 - Modalità di calcolo dei volumi asportati sulle piste dei pattini di prova.

Una volta noto il volume asportato dall'usura V , è possibile calcolare il tasso d'usura W (wear rate) ed il coefficiente d'usura specifico .

Per il calcolo di questi due coefficienti, entrambi particolarmente significativi per una valutazione dell'usura, noti il volume asportato V per quanto detto precedentemente e la distanza di strisciamento s , costante e pari a 1000 m, sono state utilizzate rispettivamente le relazioni 3.1 e 3.2:

$$W = V/s$$

$$K_a = W/F_n$$

dove F_n indica il carico normale applicato, anch'esso noto in quanto parametro della prova scelto dallo sperimentatore. A conclusione di questo paragrafo, si sottolinea che, oltre a valutare l'usura del campione, è stata valutata, per ogni prova eseguita, anche l'usura dell'antagonista, per verificare che non fosse troppo elevata in modo da inficiare i risultati. Anche l'usura dell'antagonista è stata valutata, come quella dei campioni, tramite il profilometro a stilo.

3.4 RISULTATI SPERIMENTALI

3.4.1 Analisi microstrutturale: microscopia ottica

Per una completa caratterizzazione del materiale in esame, sono state eseguite analisi microstrutturali in microscopia ottica su campioni metallografici estratti dai provini di resilienza per quanto riguarda le due forniture di acciaio microlegato 30MnVS6, e su un campione estratto da uno dei provini di tribologia per quanto riguarda l'acciaio microlegato Imamic.

Entrambi i materiali sono stati osservati allo stato non temprato, e l'acciaio microlegato Imamic è stato osservato anche dopo aver subito il processo di tempra. Possiamo comunque ritenere che la microstruttura di questi due acciai microlegati a medio tenore di carbonio, una volta temprati, sia simile. Di seguito si riportano i risultati ottenuti.

3.4.1.1 Acciaio microlegato 30MnVS6

Per quanto riguarda la prima serie di acciai microlegati (*microlegato 1*), come mostrato in figura 3.27, si nota una direzionalità nella microstruttura, ovviamente indotta dal processo di laminazione: i campioni prelevati in direzione longitudinale mostrano delle striature nella direzione di laminazione. Per quanto riguarda la seconda serie invece, questa direzionalità non appare evidente.

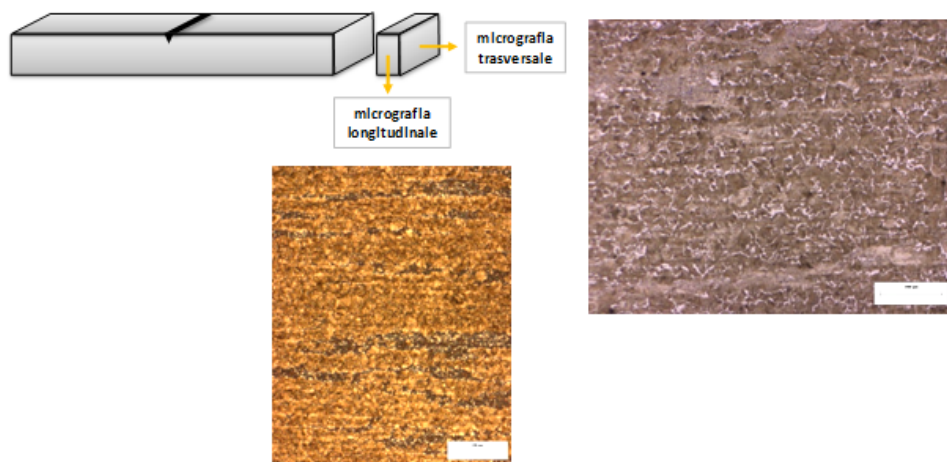


Fig. 3.27 – Micrografie ottiche relative a campioni estratti dai provini di resilienza relativi alla prima serie di acciaio microlegato (microlegato 1) in direzione longitudinale e trasversale.

Ingrandimenti 10x0,5.

Il sodio metabisolfito ha consentito di mettere bene in evidenza nella prima serie di acciaio microlegato le zone ferritiche (**F**) formatesi al bordo grano dell'austenite primaria e che quindi circondano le colonie perlitiche (**P**), oltre alle zone caratterizzate da presenza di bainite (**B**), che tendono a disporsi secondo la direzione di laminazione; quanto affermato è mostrato in figura 3.28:

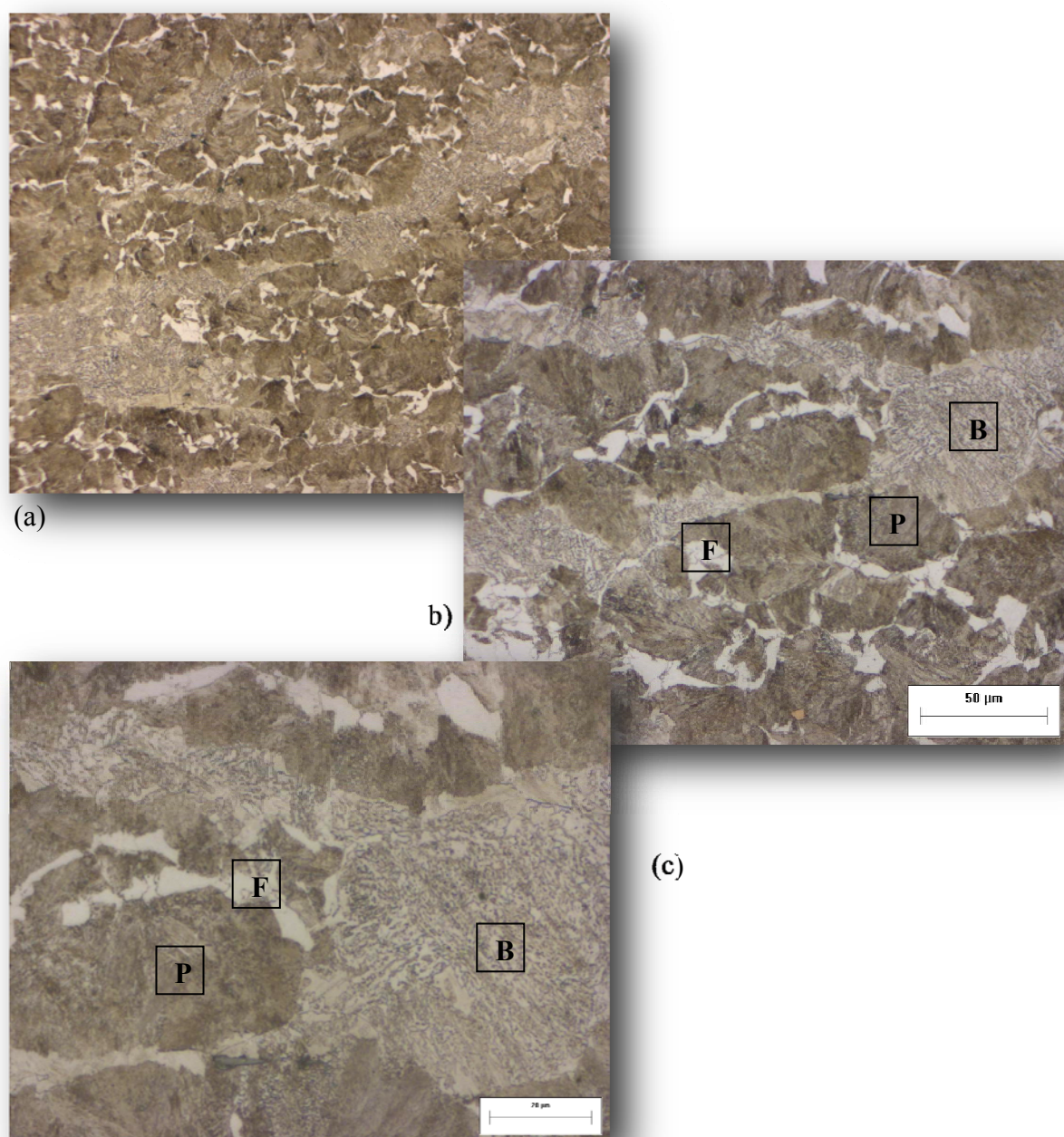


Fig. 3.28 – Micrografie ottiche a diversi ingrandimenti: 20x0.5 (a), 50x0.5 (b) e 100x0.5 (c) dei provini di resilienza relativi al microlegato 1. Si è evidenziata una microstruttura ferritico-perlitico-bainitica attraverso attacco chimico con sodio metabisolfito. Nella micrografia ad elevato ingrandimento (c) è evidente la presenza di ferrite a bordo grano perlitico e bainite.

Nella seconda serie di acciaio microlegato invece, tramite il sodio metabisolfito è stata evidenziata una microstruttura caratterizzata dalla presenza di zone martensitiche (**M**), accompagnate da fasi di ferrite aciculare (**A**) più o meno estese, come mostrato in figura 3.29:

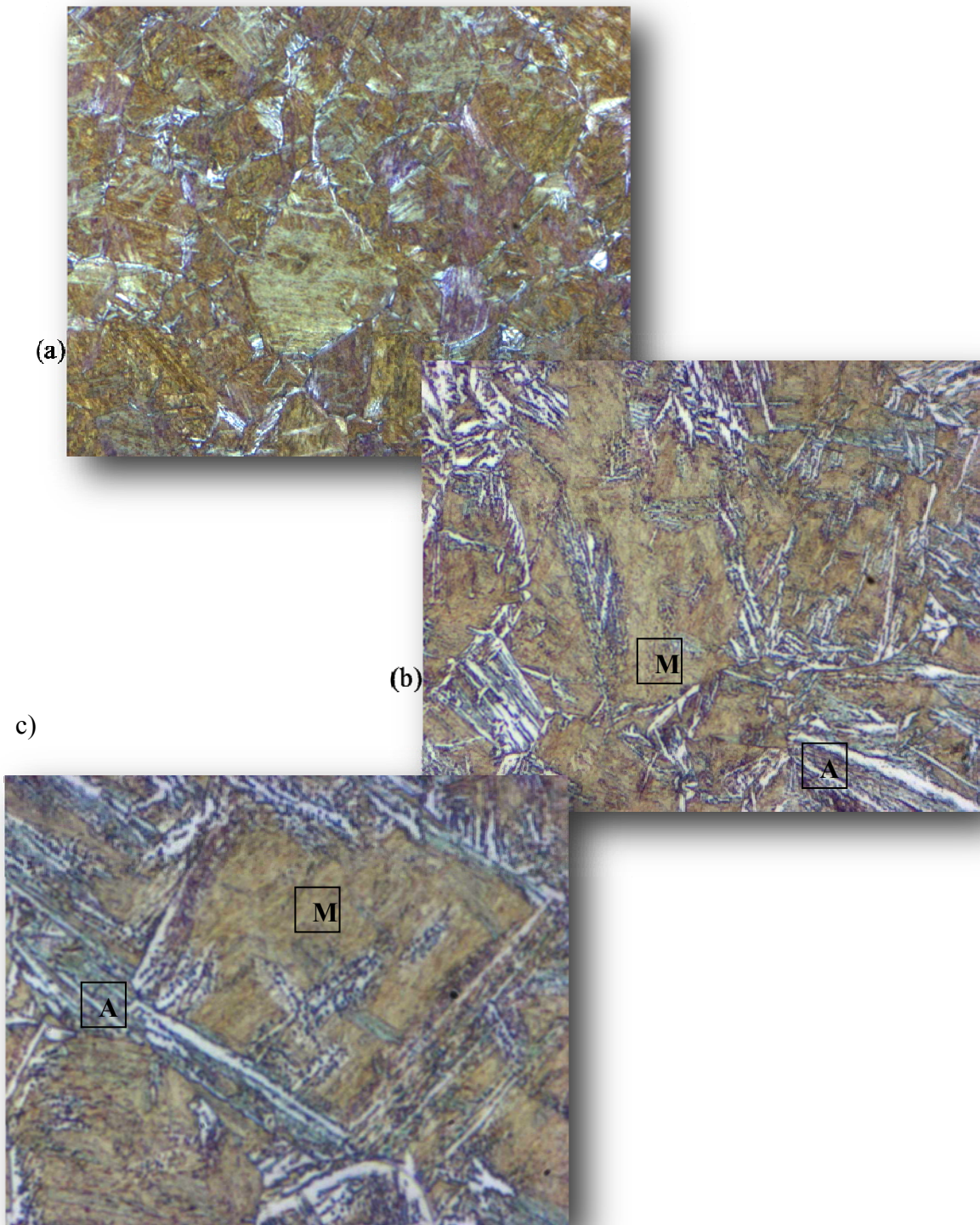


Fig. 3.29 - Micrografie ottiche a diversi ingrandimenti: 20x1 (a), 50x1 (b) e 100x1 (c) dei provini di resilienza relativi al microlegato 2. Si è evidenziata la microstruttura attraverso attacco chimico con sodio metabisolfito. Nella micrografia ad elevato ingrandimento (c) si osserva la presenza di fasi con morfologia aciculare al bordo del grano martensitico.

3.4.1.2 Acciaio microlegato Imamic

Osservando le micrografie di figura 3.30, relative all'acciaio Imamic prima di sottoporlo a trattamento di tempra, appare subito che la microstruttura di questo acciaio risulta molto più fine rispetto alla microstruttura presentata delle due forniture di acciaio microlegato 30MnVS6.

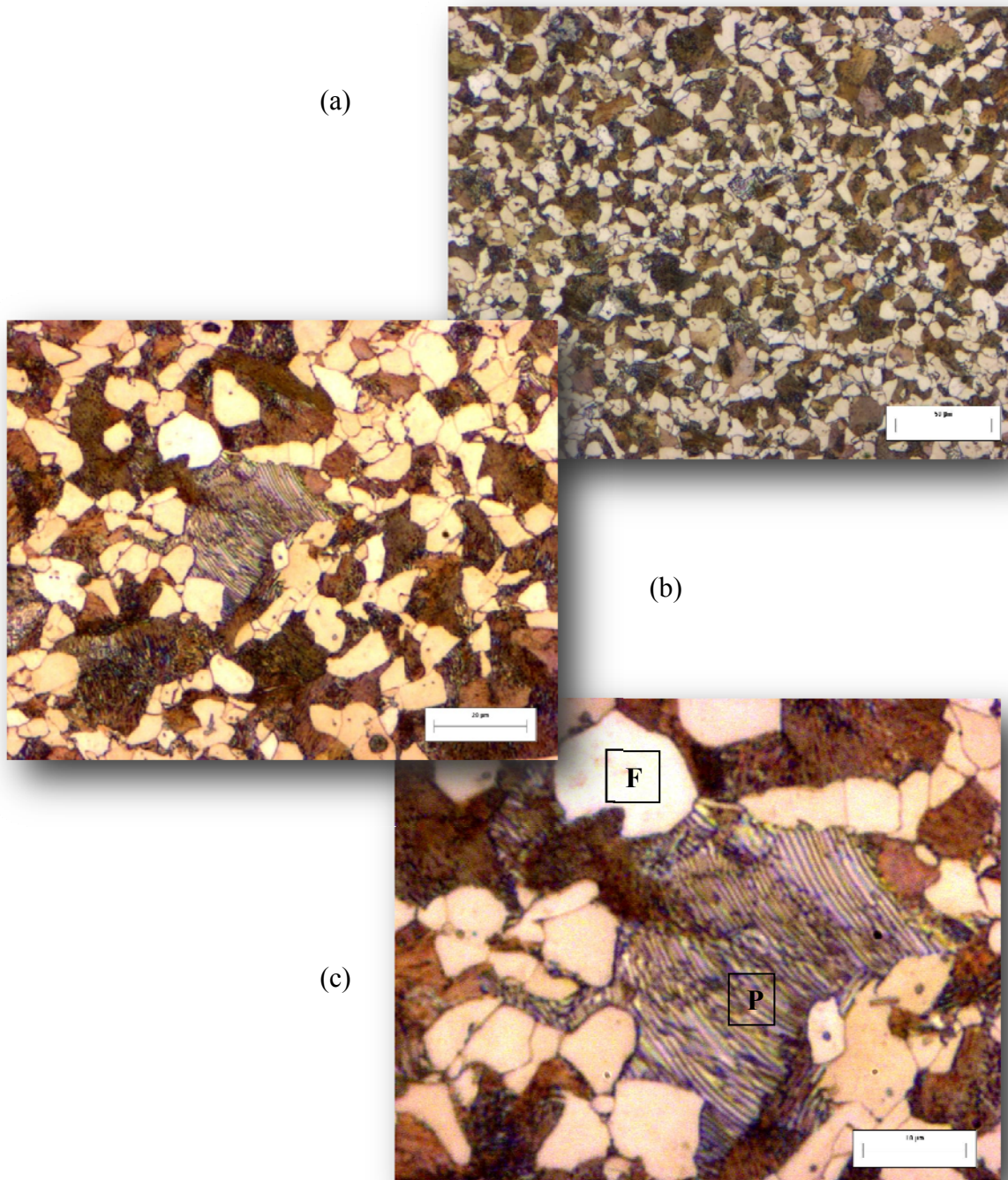


Fig. 3.30 - Micrografie ottiche a diversi ingrandimenti: 20x1 (a), 50x1 (b) e 100x1 (c) dei provini di relativi all'acciaio microlegato Imamic prima di essere sottoposto a tempra. Si è evidenziata la microstruttura attraverso attacco chimico con sodio metabisolfito. Nella micrografia ad elevato ingrandimento (c) si osserva chiaramente la presenza di fasi ferritiche e perlitiche.

La microstruttura di questo acciaio risulta essere composta da fini grani di ferrite proeutettoidica (**F**) e di perlite (**P**); inoltre, la fase ferritica risulta maggiore rispetto all'acciaio 30MnVS6 analizzato in precedenza, e presenta una distribuzione discontinua. Queste caratteristiche microstrutturali sono appunto alla base della maggiore resistenza a fatica che questo acciaio è in grado di raggiungere. Fasi martensitiche o bainitiche risultano assenti, grazie alla bassa velocità di raffreddamento adottata, e anche grazie al fatto che l'acciaio Imamic presenta una ridotta tendenza a formare bainite, per l'elevato tenore di Si, come dichiarato dai produttori.

In figura 3.31 si osserva la micrografia relativa all'acciaio Imamic dopo averlo sottoposto a trattamento di tempra; la microstruttura risulta costituita prevalentemente da martensite.

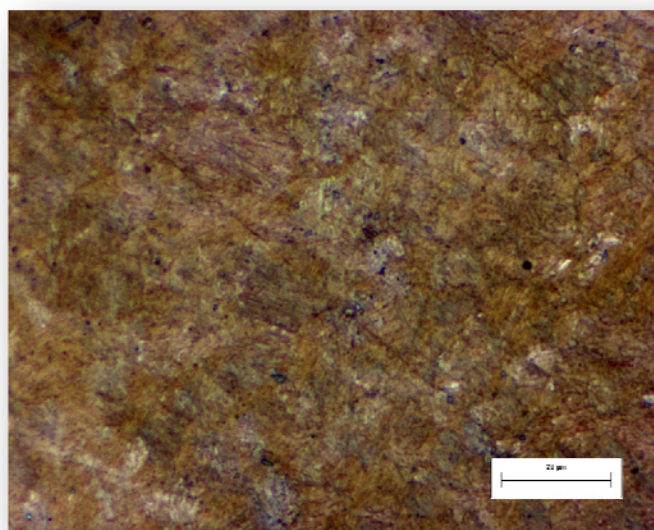


Fig. 3.31 - Micrografia ottica a 50x1 (b) dei provini di tribologia relativi all'acciaio microlegato Imamic dopo essere stato sottoposto a tempra. Si è evidenziata la microstruttura attraverso attacco chimico con sodio metabisolfito. La microstruttura appare essere costituita principalmente da martensite.

3.4.2 Prove tribologiche

Per quanto riguarda i risultati delle prove tribologiche, vengono riportati nella presente sezione i dati più rilevanti riguardanti il comportamento dei tre materiali in esame per quanto concerne il coefficiente d'attrito e i vari parametri dell'usura (volumi asportati, tasso e coefficiente d'usura), seguiti dagli opportuni confronti e valutazioni.

3.4.2.1 Coefficiente d'attrito

In figura da 3.32 da (a) a (f) si riportano i grafici relativi ai valori medi del coefficiente d'attrito di run-in, stazionario e totale in funzione dei carichi applicati per ogni materiale e velocità.

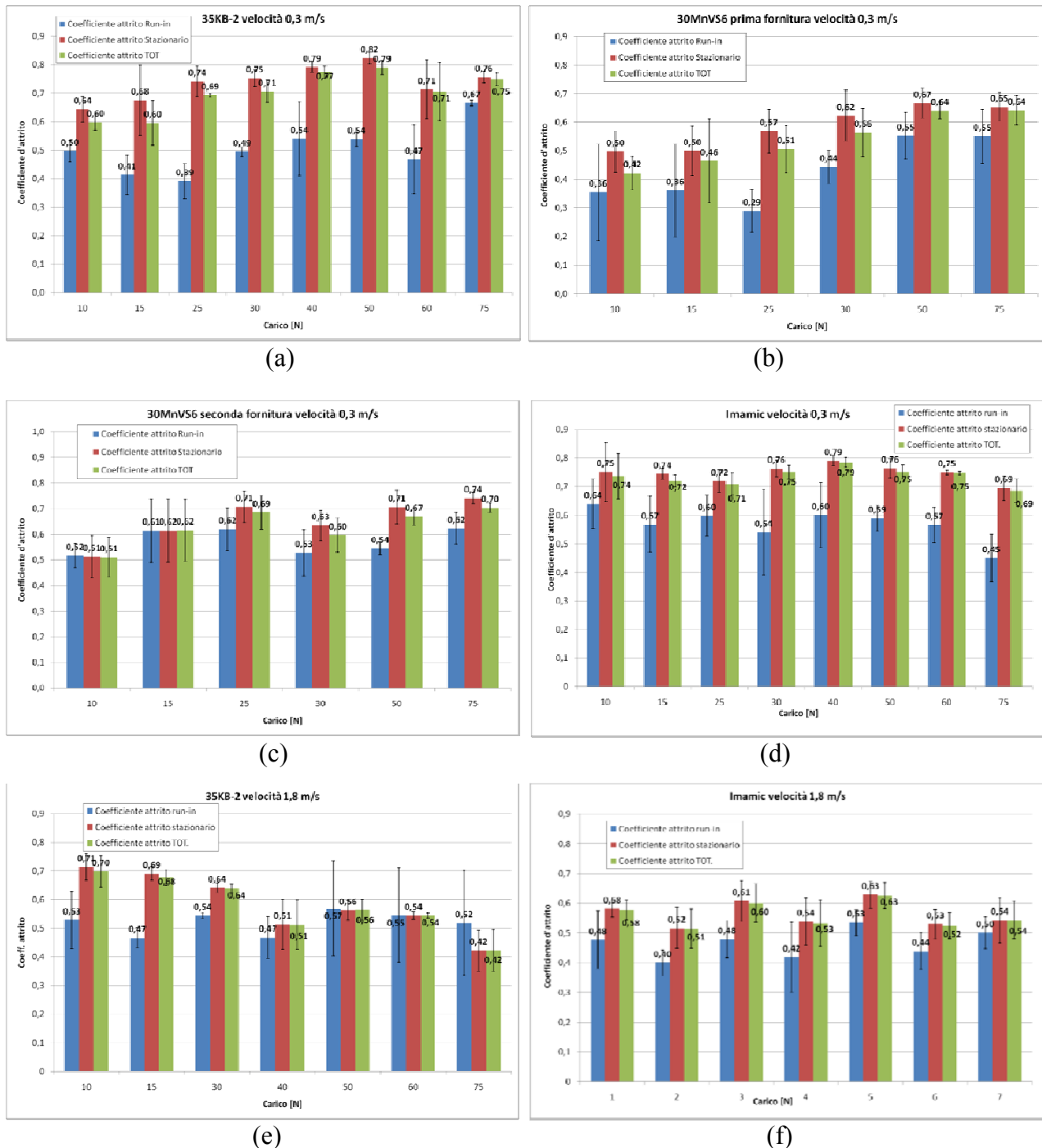


Fig. 3.32 - Coefficienti d'attrito di run-in, stazionario e totale al variare del carico: (a) acciaio da bonifica 35KB-2 con velocità di strisciamento pari a 0,3 m/s, (b) microlegato 1 con velocità di 0,3 m/s, (c) microlegato 2 con velocità di 0,3 m/s, (d) acciaio Imamic con velocità di 0,3 m/s, (e) acciaio da bonifica 35KB-2 con velocità di 1,8 m/s, (f) acciaio Imamic con velocità di 1,8 m/s.

Si nota che il coefficiente d'attrito di run-in risulta quasi sempre inferiore al coefficiente d'attrito stazionario, in quanto, come spiegato in precedenza, avvengono vari fenomeni nelle zone di contatto prima di raggiungere l'equilibrio ed in particolare si può facilmente verificare la rimozione di eventuali strati superficiali di contaminazione che inizialmente svolgono un'azione lubrificante, nonostante l'accortezza di pulire i provini prima dell'inizio della prova.

Fa eccezione a questa regola il comportamento dell'acciaio da bonifica 35KB-2, ad alta velocità e ad alti carichi; questo fatto può essere così spiegato: la condizione severa a cui è sottoposto il materiale, comporta nel corso dello strisciamento, il raggiungimento di una temperatura di flash piuttosto elevata; di conseguenza la resistenza a flusso plastico del materiale diminuisce ed è più facile avere una rottura delle asperità. In tal modo, si verifica una tendenza del coefficiente d'attrito a calare nel corso della prova, per cui il coefficiente d'attrito di run-in può risultare più elevato di quello stazionario.

In generale, il percorso medio di run-in tende a diminuire all'aumentare del carico e della velocità di strisciamento; a titolo di esempio in figura 3.33 si riporta l'andamento del percorso di run-in al variare del carico, relativo all'acciaio da bonifica 35KB-2, per le due diverse velocità di strisciamento utilizzate. Questa tendenza può essere spiegata pensando che all'aumentare della severità delle condizioni di contatto, lo strato di contaminazione superficiale venga asportato con più facilità.

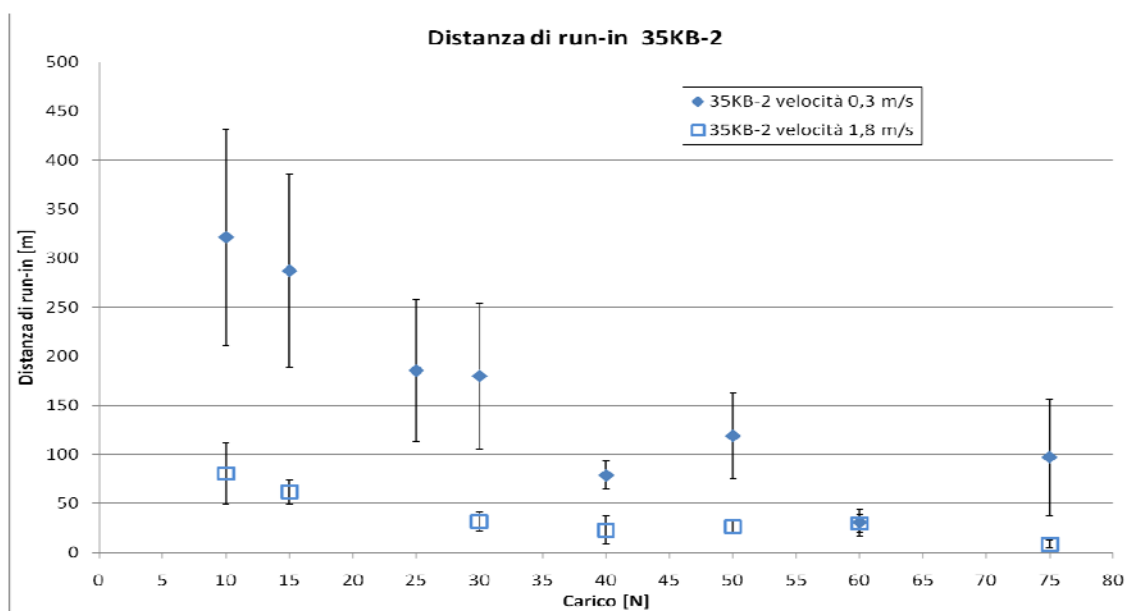


Fig. 3.33 – Distanza di run-in al variare del carico e della velocità di strisciamento per l'acciaio da bonifica 35KB-2

I grafici riportati nelle figure da 3.34 a 3.37 mostrano i confronti più significativi che possono essere fatti tra i coefficienti d'attrito relativi ai vari materiali e alle varie velocità di strisciamento, in funzione del carico.

Per fare tali confronti, si è scelto di utilizzare il coefficiente di attrito totale, poiché il coefficiente di attrito di run-in risulta poco significativo e il coefficiente di attrito stazionario può risentire della scelta, talvolta un po' arbitraria, della distanza di run-in. In ogni caso, prendendo in considerazione i coefficienti di attrito stazionario, in luogo dei coefficienti di attrito totale, si sarebbero raggiunte le stesse conclusioni, poiché i due coefficienti differiscono spesso solo per la seconda cifra decimale e mostrano lo stesso andamento.

I dati riportati in figura 3.34 sono relativi al coefficiente d'attrito totale al variare del carico e con velocità di strisciamento fissa e pari a 0,3 m/s, per i quattro acciai presi in esame.

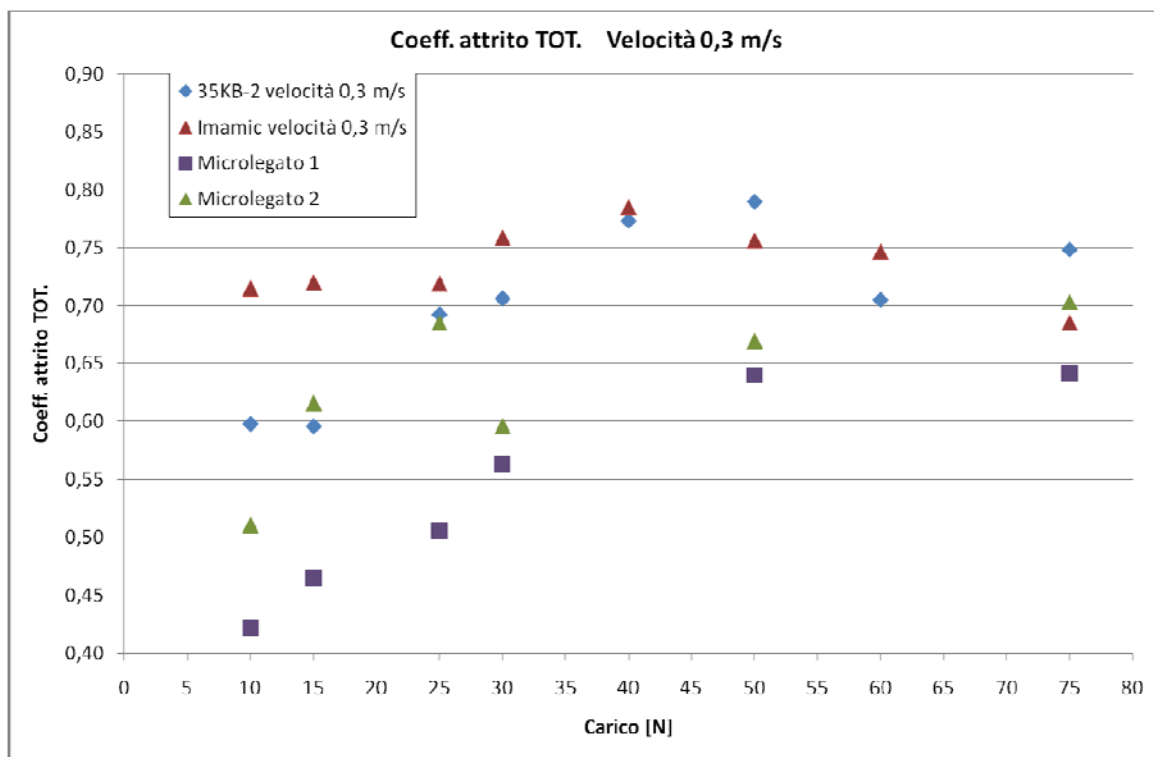


Fig. 3.34 – Confronto dei coefficienti d'attrito totale relativi ai quattro acciai in studio al variare del carico con velocità di strisciamento fissa e pari a 0,3 m/s

Si può notare come per tutti gli acciai in esame si sia evidenziato un andamento del coefficiente d'attrito che tende ad aumentare fino a un certo carico, diverso a seconda del materiale, per poi stabilizzarsi o cominciare a decrescere. Più in dettaglio, il coefficiente d'attrito relativo all'acciaio da bonifica 35KB-2 e alla prima fornitura di acciaio microlegato 30MnVS6 (*microlegato 1*) cresce fino a un carico pari a 50 N, mentre per carichi superiori nel primo caso diminuisce e nel secondo tende a rimanere costante. Il coefficiente d'attrito relativo alla seconda fornitura di acciaio microlegato (*microlegato 2*) ha un andamento più complicato; tuttavia, se non si prende in

considerazione il dato relativo al carico di 30N, che appare essere molto lontano dall'andamento generale, si ha che il coefficiente d'attrito cresce molto bruscamente fino a un carico pari a 25 N, per poi continuare a crescere molto più lentamente con carichi superiori. Infine, l'acciaio microlegato Imamic mostra un coefficiente d'attrito che cresce molto lentamente fino a 40N, mentre diminuisce per carichi superiori; questo acciaio comunque non mostra grandi variazioni del coefficiente d'attrito a bassa velocità per i carichi considerati, a differenza degli altri tre acciai in studio. In generale, a bassi carichi si osserva una sostanziale differenza tra i vari materiali testati, questo è facilmente spiegabile osservando la tabella 3.9b in cui vengono riportati i valori delle durezze rilevate in seguito al trattamento di tempra ad induzione.

Durezza	Microlegato 1	Microlegato 2	35KB-2	Imamic
HRC	48.2 ± 1.8	50.1 ± 0.7	53.0 ± 0.4	59.7 ± 0.2

Tabella 3.9b – valori di durezza post tempra ad induzione.

Questo andamento può essere facilmente spiegato ricordando che, finché il carico non è particolarmente elevato, un aumento di quest'ultimo provoca un aumento dell'area di contatto, con la conseguenza che il film di ossido che ricopre le superfici a contatto viene frammentato, e di conseguenza si instaura un vero regime metallo-metallo con conseguente aumento del coefficiente d'attrito; ai carichi più elevati diventa sempre più importante il ruolo della temperatura che, a causa dell'elevata energia dissipata proprio per attrito, aumenta notevolmente, promuovendo fenomeni di ossidazione superficiale e la formazione di uno strato di ossidi sulla superficie molto più spesso, compatto e aderente di quello spontaneo. Questo chiaramente comporta la modifica delle condizioni di contatto, e il coefficiente d'attrito risulta solitamente inferiore al valore che si avrebbe nel caso di contatto puramente metallo-metallo.

Dal grafico di figura 3.34 risulta inoltre evidente che, per qualsiasi carico, il microlegato 1 mostra i valori più bassi del coefficiente d'attrito; l'acciaio da bonifica 35KB-2 mostra valori apprezzabilmente più elevati del microlegato 1, mentre il microlegato 2 si colloca tendenzialmente a metà tra questi due acciai. L'acciaio microlegato Imamic infine, è il materiale tra quelli in studio che mostra i più alti valori del coefficiente d'attrito.

Questa situazione evidenzia che per l'acciaio Imamic entrata in gioco una più alta componente abrasiva dell'attrito, che giustifica il più alto valore del suo coefficiente d'attrito rispetto a quello degli altri materiali considerati. Infine, si nota che le differenze tra i valori dei coefficienti d'attrito dei quattro acciai in studio tendono a diminuire all'aumentare del carico.

La figura 3.30 mostra invece il confronto, sempre per quanto riguarda l'attrito, tra il comportamento dell'acciaio da bonifica 35KB-2 e dell'acciaio microlegato Imamic sottoposti ad elevata velocità di strisciamento ($v=1,8$ m/s).

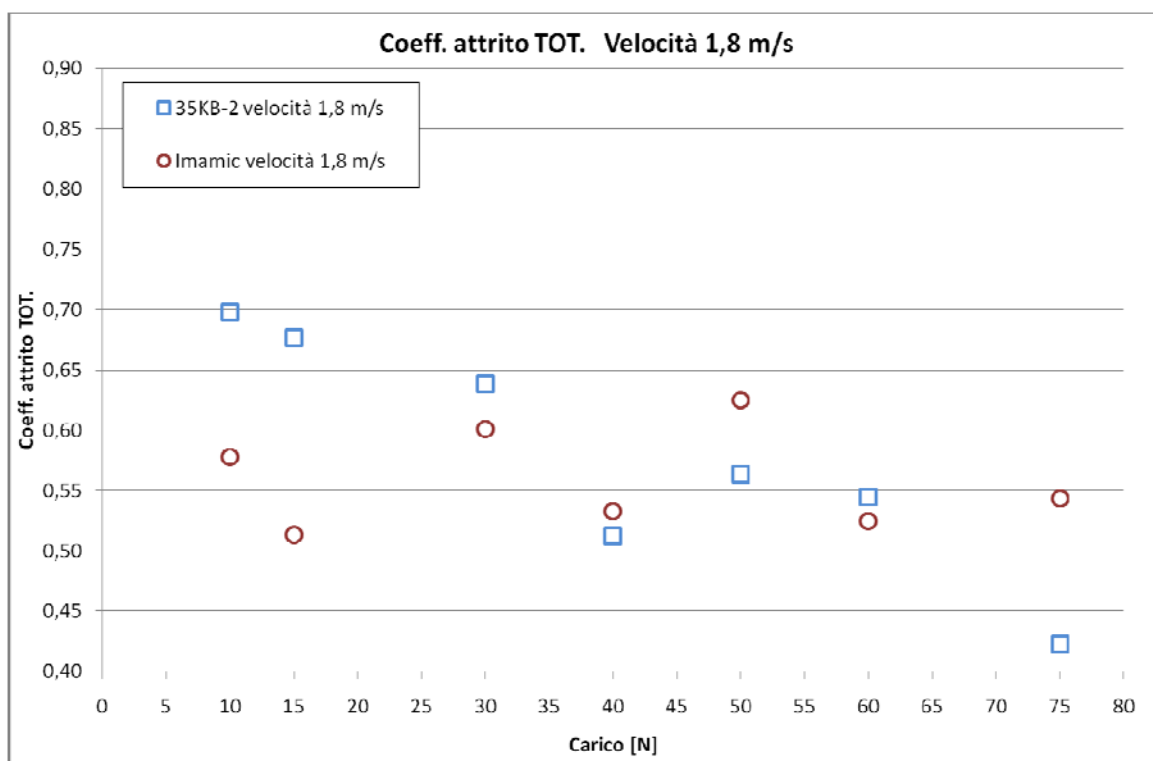


Fig. 3.35 - Confronto dei coefficienti d'attrito totale relativi all' acciaio 35KB-2 e all'acciaio microlegato Imamic al variare del carico con velocità di strisciamento fissa e pari a 1,8 m/s

Si nota che il coefficiente d'attrito relativo all'acciaio 35KB-2 mostra una spiccata tendenza a diminuire all'aumentare del carico, mentre il coefficiente d'attrito relativo all'acciaio microlegato Imamic mostra la tendenza generale a rimanere costante, anche se si sono rilevati sensibili salti al variare del carico.

Per quanto riguarda l'acciaio 35KB-2, la tendenza del coefficiente d'attrito a diminuire all'aumentare del carico può essere spiegata tenendo presente che, più il carico aumenta, più aumenta il calore sviluppato nel corso della prova e quindi la temperatura di flash che si raggiunge. Ciò, nel caso in esame, comporta un duplice effetto: da un lato, come spiegato precedentemente, lo strato di ossido che ricopre le superfici diventa più spesso e resistente, contribuendo in modo più efficace a impedire il contatto metallo-metallo; allo stesso tempo, con l'aumento della temperatura diminuisce la resistenza a flusso plastico dei materiali, quindi le giunzioni che si creano per adesione si rompono più facilmente. E' facile capire che entrambi questi fattori contribuiscono a ridurre il coefficiente d'attrito. Evidentemente, entrambi gli effetti appena descritti non sono molto evidenti nel caso dell'Imamic, probabilmente poiché la presenza di nitruri, carburi e carbonitruri garantisce una migliore stabilità al rinvenimento.

Dai grafici riportati nelle figure 3.36 e 3.37 si può osservare che entrambi i materiali mostrano una diminuzione del coefficiente d'attrito all'aumentare della velocità; anche questo viene spiegato con i due effetti dovuti all'aumento della temperatura.

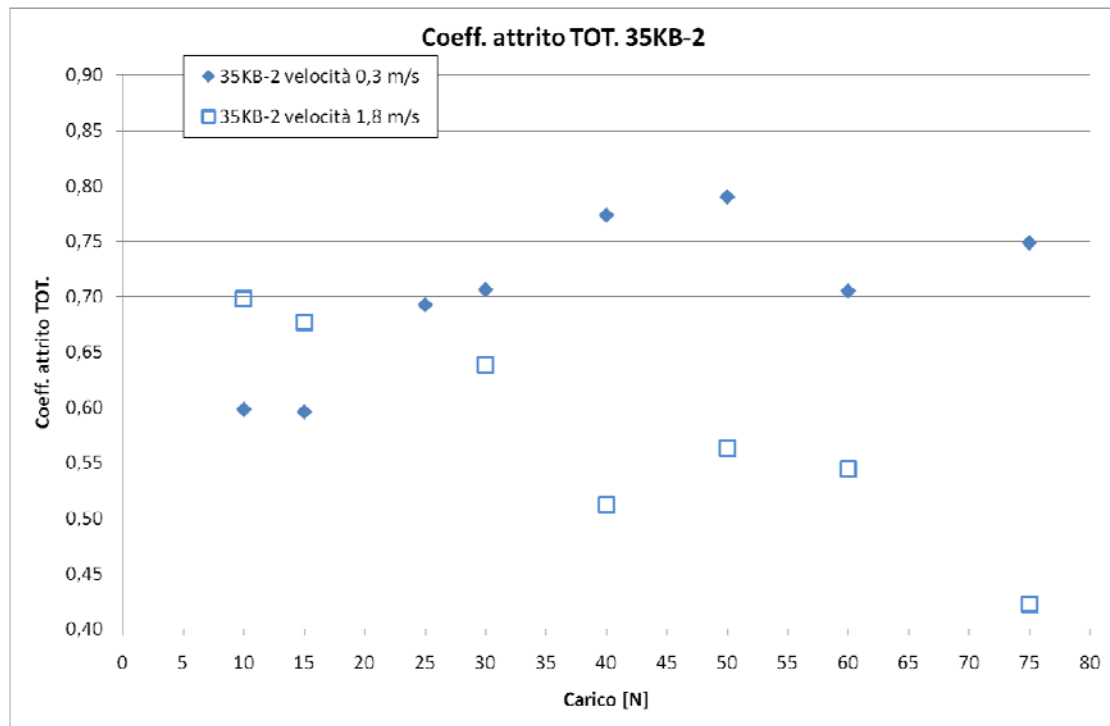


Fig. 3.36 - Confronto dei coefficienti d'attrito totale relativi all'acciaio da bonifica 35KB-2 al variare del carico e della velocità di strisciamento

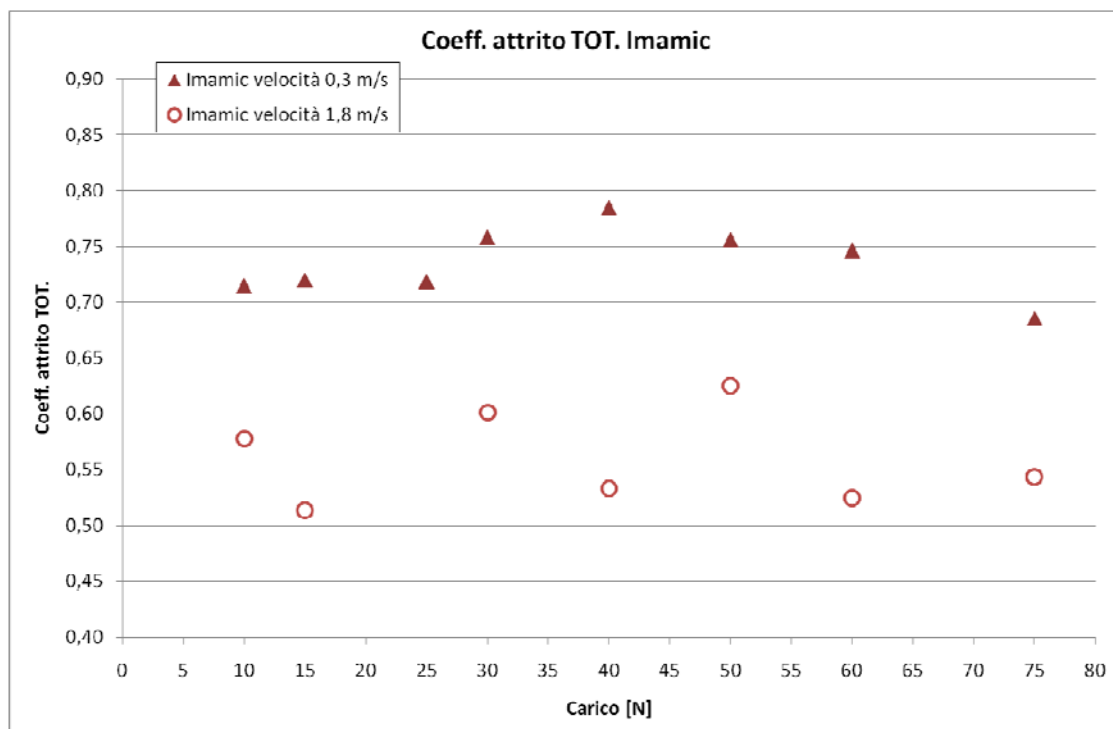


Fig. 3.37 - Confronto dei coefficienti d'attrito totale relativi all'acciaio microlegato Imamic al variare del carico e della velocità di strisciamento

3.4.2.2 Tasso di Usura

Le tabelle da 3.10 a 3.15 riportano, per i quattro materiali e le due velocità di strisciamento in studio, i valori medi della larghezza (d) e della profondità (b) delle piste d'usura, dei volumi asportati, del tasso e del coefficiente d'usura calcolati, in funzione dei vari carichi.

35KB-2 velocità 0,3 m/s						
Carico [N]	d medio [μm]	b medio [mm]	Volumi [mm ³]	Tasso d'usura W [m ²]	Deviazione standard	Coeff. d'usura medio K [m ² /N]
10	18,67	1,66	0,096	9,58E-14	3,09E-14	9,58E-15
15	26,25	2,06	0,183	1,83E-13	1,29E-14	1,22E-14
25	36,00	2,41	0,292	2,92E-13	1,27E-14	1,17E-14
30	44,00	2,62	0,374	3,74E-13	5,31E-14	1,25E-14
40	55,00	3,07	0,603	6,03E-13	6,05E-14	1,51E-14
50	60,29	3,11	0,621	6,21E-13	3,73E-14	1,24E-14
60	58,33	3,22	0,701	7,01E-13	1,39E-13	1,17E-14
75	68,86	3,35	0,834	8,34E-13	2,76E-13	1,11E-14

Tab. 3.10 - Parametri medi (calcolati per i vari carichi) relativi all'usura dell'acciaio 35KB-2 alla velocità di strisciamento di 0,3 m/s

Prima fornitura di acciaio microlegato 30MnVS6 velocità 0,3 m/s						
Carico [N]	d medio [μm]	b medio [mm]	Volumi [mm ³]	Tasso d'usura W [m ²]	Deviazione standard	Coeff. d'usura medio K [m ² /N]
10	15,00	1,47	0,074	7,40E-14	4,55E-14	7,40E-15
15	21,50	1,86	0,137	1,37E-13	6,59E-14	9,16E-15
25	26,52	2,50	0,320	3,20E-13	6,37E-14	1,28E-14
30	43,71	2,68	0,395	3,95E-13	6,34E-14	1,32E-14
50	57,71	3,11	0,639	6,39E-13	8,63E-14	1,28E-14
75	69,71	3,46	0,783	7,83E-13	1,37E-13	1,04E-14

Tab. 3.11 - Parametri medi (calcolati per i vari carichi) relativi all'usura della prima fornitura di acciaio microlegato 30MnVS6 (microlegato 1) alla velocità di strisciamento di 0,3 m/s

Seconda fornitura di acciaio microlegato 30MnVS6 velocità 0,3 m/s						
Carico [N]	d medio [μm]	b medio [mm]	Volumi [mm ³]	Tasso d'usura W [m ²]	Deviazione standard	Coeff. d'usura medio K [m ² /N]
10	16,00	1,57	0,080	8,02E-14	2,20E-15	8,02E-15
15	23,33	1,92	0,147	1,47E-13	2,01E-14	9,83E-15
25	33,14	2,25	0,254	2,54E-13	6,46E-14	1,02E-14
30	30,67	2,25	0,240	2,40E-13	4,81E-14	7,99E-15
50	49,14	2,80	0,450	4,50E-13	1,25E-13	9,00E-15
75	62,86	3,29	0,729	7,29E-13	1,34E-13	9,72E-15

Tab. 3.12 - Parametri medi (calcolati per i vari carichi) relativi all'usura della seconda fornitura di acciaio microlegato 30MnVS6 (microlegato 2) alla velocità di strisciamento di 0,3 m/s

Imamic velocità 0,3 m/s						
Carico [N]	d medio [μm]	b medio [mm]	Volumi [mm ³]	Tasso d'usura W [m ²]	Deviazione standard	Coeff. d'usura medio K [m ² /N]
10	6,25	1,19	0,043	4,28E-14	3,67E-14	4,28E-15
15	12,67	1,48	0,108	1,08E-13	1,18E-13	7,21E-15
25	28,75	2,24	0,249	2,49E-13	1,24E-13	9,96E-15
30	32,67	2,48	0,328	3,28E-13	1,15E-13	1,09E-14
40	16,29	1,80	0,138	1,38E-13	8,63E-14	3,45E-15
50	15,33	1,88	0,144	1,44E-13	5,58E-14	2,87E-15
60	21,33	2,10	0,194	1,94E-13	2,33E-14	3,23E-15
75	26,55	2,04	0,212	2,12E-13	2,05E-13	2,83E-15

Tab. 3.13 - Parametri medi (calcolati per i vari carichi) relativi all'usura dell'acciaio microlegato Imamic alla velocità di strisciamento di 0,3 m/s

35KB-2 velocità 1,8 m/s						
Carico [N]	d medio [μm]	b medio [mm]	Volumi [mm ³]	Tasso d'usura W [m ²]	Deviazione standard	Coeff. d'usura medio K [m ² /N]
10	18,33	1,83	0,130	1,30E-13	3,31E-14	1,30E-14
15	18,00	1,83	0,127	1,27E-13	2,21E-14	8,49E-15
30	24,17	2,10	0,194	1,94E-13	2,76E-14	6,47E-15
40	14,00	1,70	0,107	1,07E-13	4,47E-14	2,68E-15
50	25,43	2,16	0,213	2,13E-13	5,28E-14	4,27E-15
60	24,75	2,14	0,205	2,05E-13	8,31E-14	3,41E-15
75	132,50	4,86	2,431	2,43E-12	1,62E-13	3,24E-14

Tab. 3.14 - Parametri medi (calcolati per i vari carichi) relativi all'usura dell'acciaio 35KB-2 alla velocità di strisciamento di 1,8 m/s

Imamic velocità 1,8 m/s						
Carico [N]	d medio [μm]	b medio [mm]	Volumi [mm ³]	Tasso d'usura W [m ²]	Deviazione standard	Coeff. d'usura medio K [m ² /N]
10	10,00	1,36	0,051	5,14E-14	2,08E-14	5,14E-15
15	6,50	1,15	0,032	3,18E-14	4,14E-15	2,12E-15
30	13,83	1,53	0,079	7,92E-14	3,87E-14	2,64E-15
40	14,33	1,60	0,107	1,07E-13	9,39E-14	2,68E-15
50	22,29	2,09	0,198	1,98E-13	9,81E-14	3,96E-15
60	64,00	3,42	0,851	8,51E-13	2,50E-13	1,42E-14
75	124,38	4,65	2,117	2,12E-12	2,30E-13	2,82E-14

Tab. 3.15 - Parametri medi (calcolati per i vari carichi) relativi all'usura dell'acciaio microlegato Imamic alla velocità di strisciamento di 1,8 m/s

Le figure da 3.38 a 3.41 mostrano l'andamento, in funzione del carico, del tasso d'usura relativo ai vari materiali e alle varie velocità, a confronto.

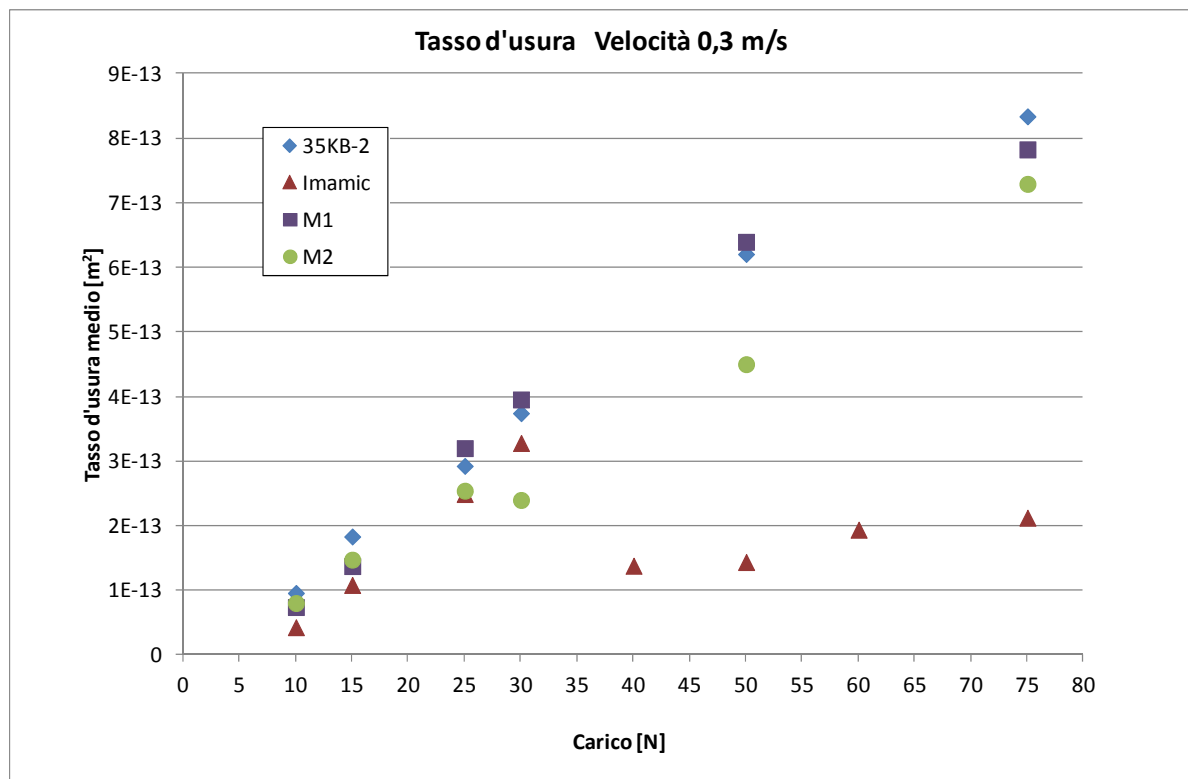


Fig. 3.38 – Andamento del tasso d'usura in funzione del carico relativo ai quattro materiali in studio, per una velocità di strisciamento fissa e pari a 0,3 m/s

In figura 3.38 è rappresentato l'andamento del tasso d'usura per tutti e quattro gli acciai in studio alla velocità di strisciamento fissa di 0,3 m/s. Si osserva che l'acciaio 35KB-2, il microlegato 1 (indicato con M1 nella legenda di figura 3.33) e il microlegato 2 mostrano una crescita abbastanza lineare del tasso d'usura con il carico. I valori del tasso d'usura relativi all'acciaio 35KB-2 e al microlegato 1 sono molto simili, mentre quelli relativi al microlegato 2 sono leggermente inferiori, in particolare dopo che il carico applicato supera i 25N.

Questo andamento soddisfa l'equazione 3.3, che si riporta per comodità:

$$W = K_{OX} \frac{F_N}{H} \quad (3.3)$$

dove K_{OX} è il coefficiente di usura tribossidativa, F_N il carico applicato e H la durezza del materiale. Si osserva infatti che questa formula implica una crescita lineare del tasso d'usura con il carico, considerando K_{OX} una costante. E' stata presa in considerazione questa equazione perché, come verrà chiarito meglio dopo, in questo caso ci troviamo in regime di usura tribossidativa.

L'acciaio microlegato Imamic mostra invece un comportamento differente. Fino ad un carico pari a 30N mostra anch'esso una crescita lineare del tasso d'usura con il carico applicato, benché i valori del tasso d'usura risultino leggermente inferiori a quelli mostrati dagli altri tre materiali. Il fatto che i tassi d'usura relativi a questo acciaio siano inferiori rispetto ai tassi d'usura relativi agli altri acciai è in accordo con il fatto che questo acciaio presenti la più elevata durezza, come riportato nella legenda di figura 3.38; si faccia sempre riferimento alla formula 3.3. Superati i 30N però si riscontra un improvviso calo del tasso d'usura, che successivamente, con l'aumentare progressivo del carico riprende ad avere una crescita lineare, anche se questa crescita risulta molto più lenta rispetto alla crescita mostrata ai bassi carichi.

Per giustificare il salto improvviso del tasso d'usura tra 30N e 40N, si potrebbe ipotizzare che tra questi due carichi avvenga un cambiamento nello strato di ossido che ricopre le superfici: si potrebbe cioè ipotizzare che le maggiori temperature dovute ai carichi più elevati rendano lo strato di ossido più spesso e resistente, come spiegato al paragrafo precedente. Questa situazione spiegherebbe una diminuzione nel tasso d'usura, ma sembra non essere supportata da una relativa diminuzione del coefficiente d'attrito.

In figura 3.39a-b sono invece riportati gli andamenti dei tassi d'usura in funzione del carico, relativi all'acciaio 35KB-2 e all'acciaio Imamic per una velocità di strisciamento di 1,8 e 0,3 m/s.

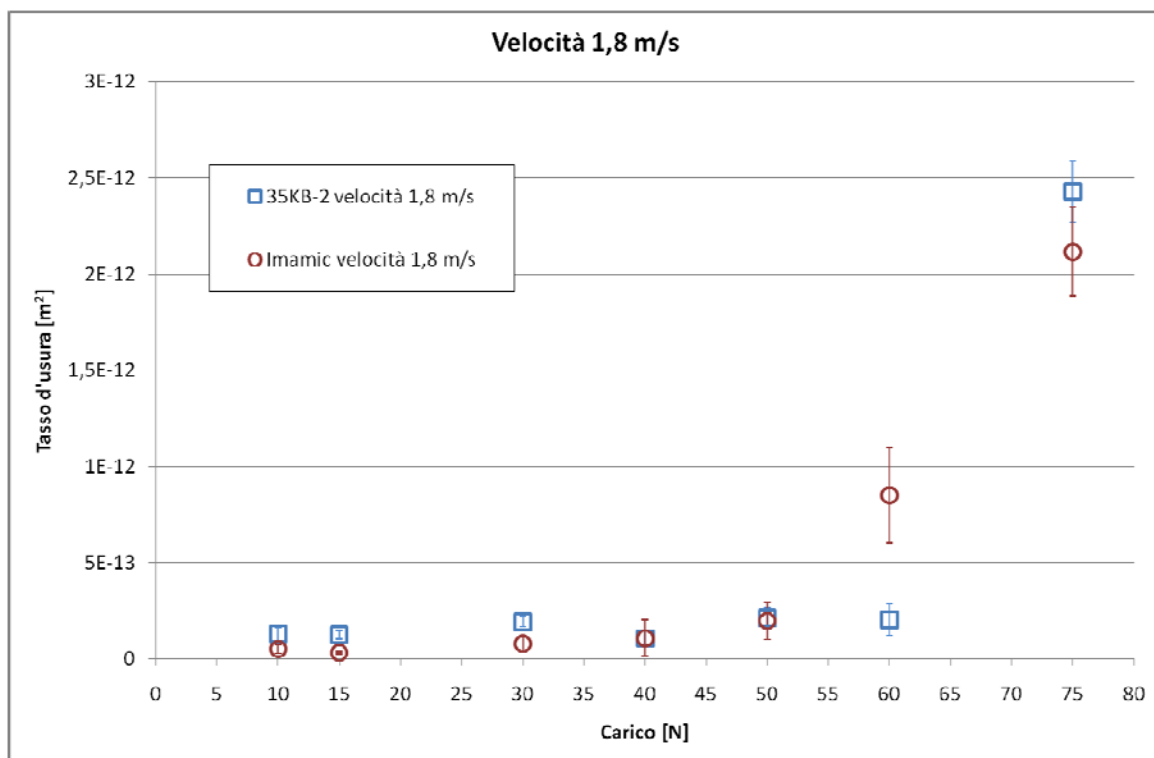


Fig. 3.39a - Andamento del tasso d'usura in funzione del carico relativo all'acciaio 35KB-2 e all'acciaio microlegato Imamic, per una velocità di strisciamento fissa e pari a 1,8 m/s

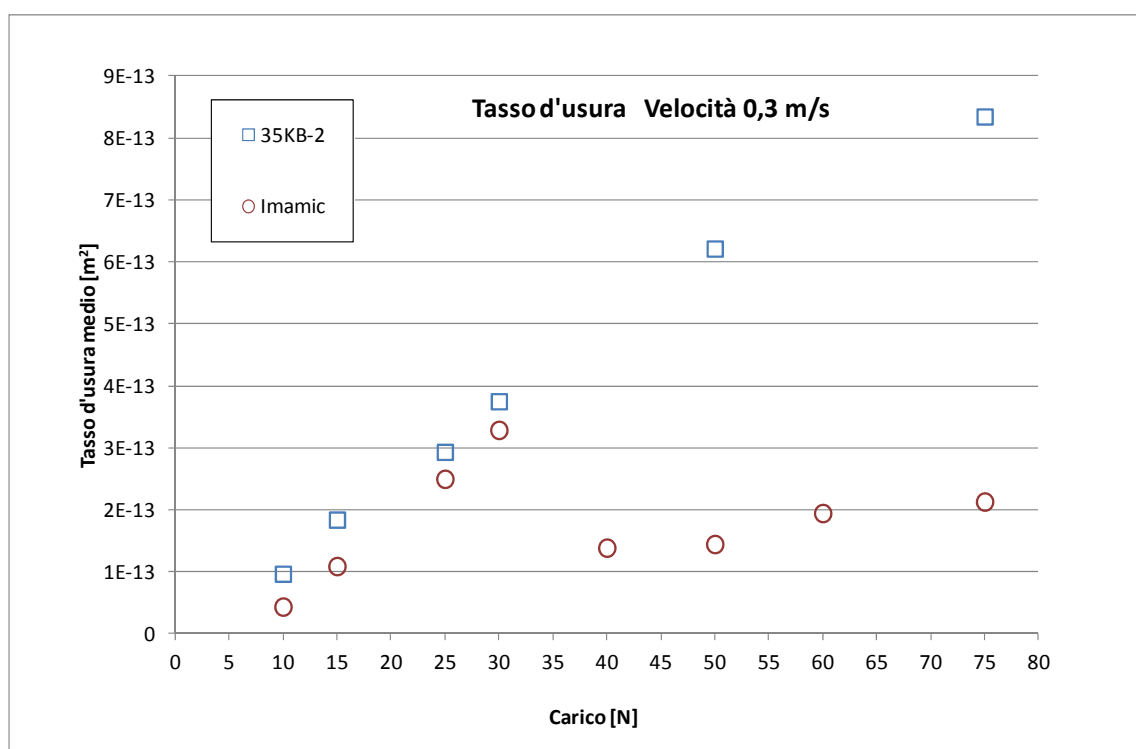


Fig. 3.39b - Andamento del tasso d'usura in funzione del carico relativo all'acciaio 35KB-2 e all'acciaio microlegato Imamic, per una velocità di strisciamento pari a 0,3 m/s

Ad alte velocità, per quanto riguarda l'acciaio 35KB-2, si osserva che i valori del tasso d'usura crescono linearmente e rimangono bassi fino a un carico pari a 60 N, per poi subire un forte incremento in corrispondenza di un carico pari a 75 N.

Nel caso dell'Imamic, invece, il tasso d'usura mostra una crescita lineare e rimane basso fino ad un carico di soli 50 N; per carichi superiori si assiste invece a un forte aumento del tasso d'usura. Questo perché, per velocità e carichi elevati è possibile che il calore che si sviluppa a causa dell'attrito faccia aumentare la temperatura fino a raggiungere la temperatura superficiale critica, per cui il regime di usura da moderato diventa severo. Per l'Imamic, questa transizione comincia in corrispondenza di un carico pari a 50 N, mentre per carichi superiori il regime che si stabilisce è di usura severa. Per l'acciaio 35KB-2 invece il regime di usura severa si stabilisce a 75 N, mentre a 60 N l'usura appare ancora moderata.

Si nota comunque che quando i due materiali si trovano contemporaneamente nello stesso regime d'usura, il tasso d'usura dell'acciaio microlegato Imamic risulta inferiore a quello dell'acciaio 35KB-2; grazie alla sua più elevata durezza.

Le figure 3.40 e 3.41 mostrano rispettivamente i tassi d'usura in funzione del carico e della velocità di strisciamento rispettivamente per l'acciaio 35KB-2 e per l'acciaio microlegato Imamic.

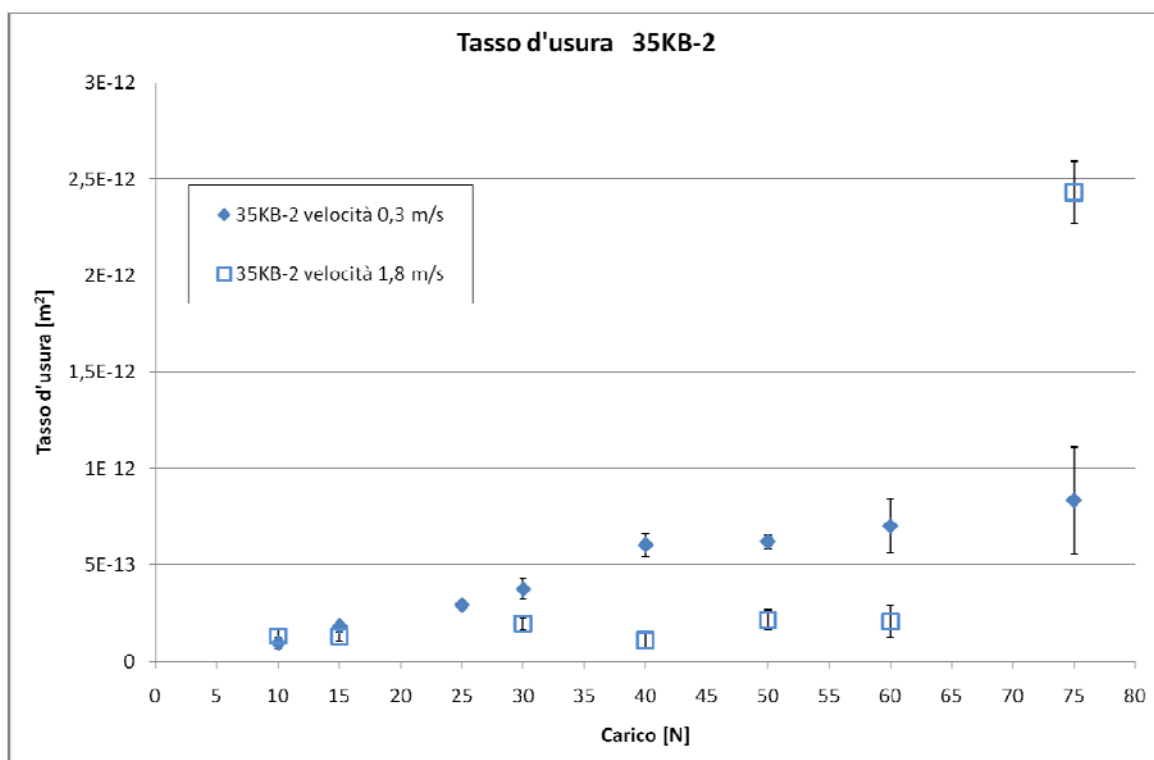


Fig. 3.40 - Andamento del tasso d'usura in funzione del carico e della velocità di strisciamento relativo all'acciaio 35KB-2

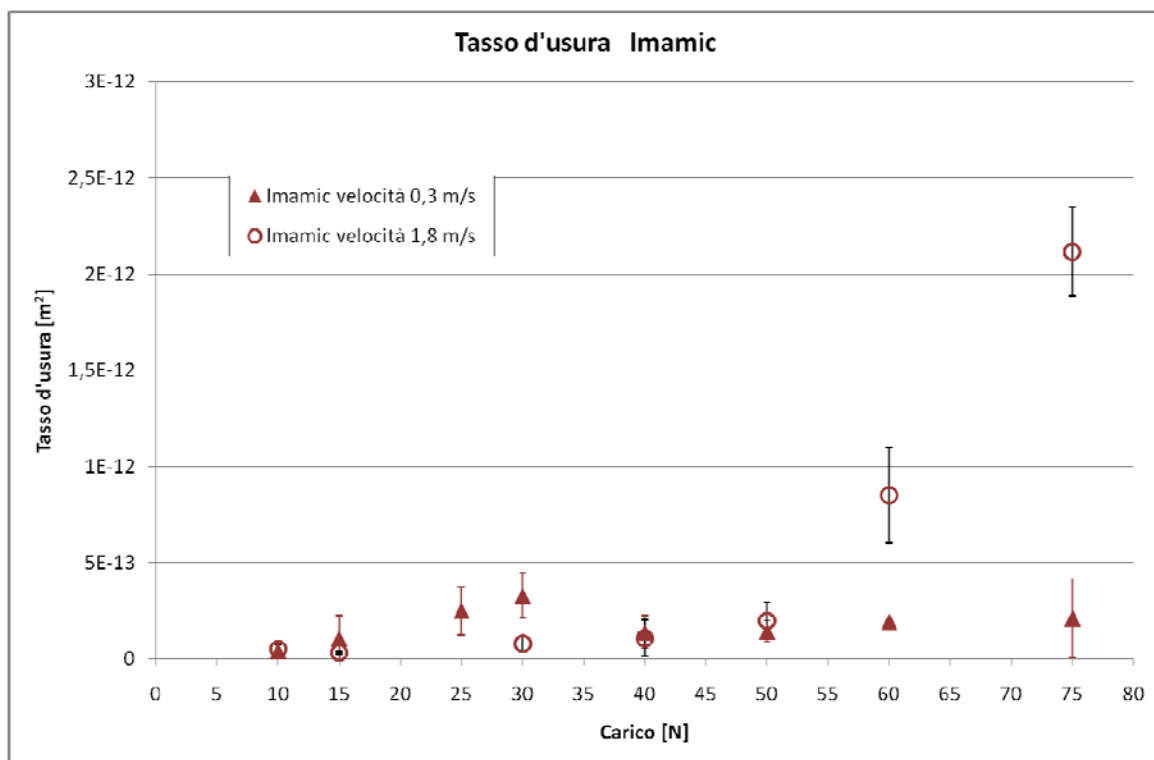


Fig. 3.41 - Andamento del tasso d'usura in funzione del carico e della velocità di strisciamento relativo all'acciaio microlegato Imamic

In entrambi i casi si nota che, finché il regime di usura rimane tribossidativo, il tasso d'usura risulta essere minore per la velocità più elevata. Questo è ancora una volta dovuto al fatto che, a causa della velocità più elevata, la temperatura risulta a sua volta più elevata e lo strato di ossido risulta più compatto e resistente.

In figura 3.42 è riportato un istogramma che indica i coefficienti d'usura specifici relativi agli acciai 35KB-2 e Imamic in funzione del carico e della velocità.

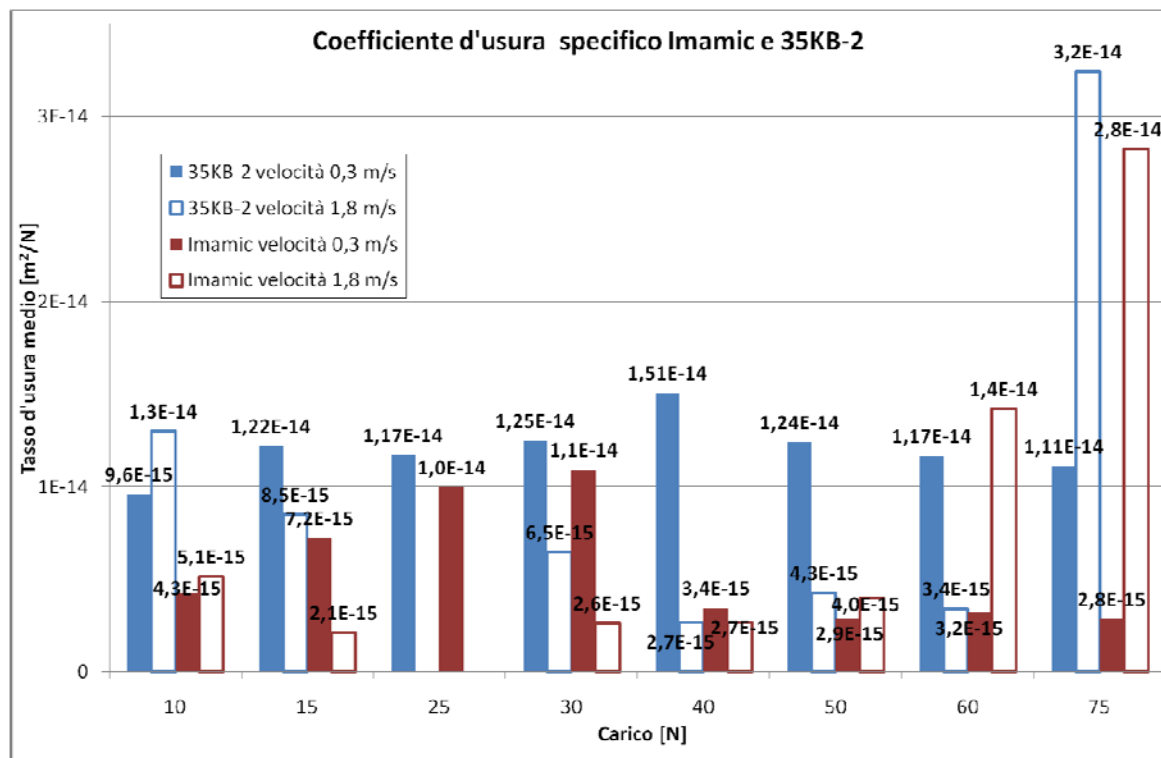


Fig. 3.42 – Coefficienti d'usura specifici relativi agli acciai 35KB-2 e Imamic in funzione del carico e della velocità

Stando a quanto riportato in precedenza, tutti i coefficienti d'usura misurati possono essere considerati relativi ad un regime di usura moderata tribossidativa; in ogni caso, per velocità di strisciamento elevata, si riscontra un aumento di un ordine di grandezza tra 50 N e 60 N per l'Imamic e tra 60 N e 75 N per l'acciaio 35KB-2. Possiamo quindi assumere che in corrispondenza di questi carichi si verifichi una transizione da un regime di usura moderata a un regime di usura severa.

Infine, nelle tabelle da 3.16 a 3.21 vengono riportati i valori medi delle profondità delle piste d'usura sia del pattino che del cilindro in funzione del carico applicato. Si noti come l'usura del cilindro risulti assolutamente trascurabile rispetto a quella del provino: il materiale antagonista utilizzato (ovvero l'acciaio 100Cr6) è stato infatti scelto proprio in virtù degli alti valori di durezza che lo caratterizzano.

Acciaio 35KB-2 Velocità 0,3 m/s				
carico(N)	profondità cilindro(μm)	dev. Standard	profondità pista(μm)	profondità totale(μm)
10	1,27	0,29	18,67	19,94
15	1,45	0,21	26,25	27,70
25	1,38	0,31	36,00	37,38
30	1,05	0,65	44,00	45,05
40	0,86	0,08	55,00	55,86
50	1,97	1,57	60,29	62,26
60	1,15	0,30	58,33	59,48
75	2,15	0,67	68,86	71,01

Tab. 3.16 - Profondità medie al variare del carico delle piste d'usura per acciaio 35KB-2 alla velocità di strisciamento di 0,3 m/s

Prima fornitura acciaio 30MnVS6 Velocità 0,3 m/s				
carico(N)	profondità cilindro(μm)	dev. standard	profondità pista(μm)	profondità totale(μm)
10	1,18	0,37	15,00	16,18
15	1,33	0,68	21,50	22,83
25	1,50	0,41	26,52	28,02
30	1,45	0,45	43,71	45,16
50	0,75	0,28	57,71	58,47
75	1,23	0,49	69,71	70,94

Tab. 3.17 - Profondità medie al variare del carico delle piste d'usura per la prima fornitura di acciaio microlegato 30MnVS6 (microlegato 1) alla velocità di strisciamento di 0,3 m/s

Seconda fornitura acciaio 30MnVS6 Velocità 0,3 m/s				
carico(N)	profondità cilindro(μm)	dev. standard	profondità pista(μm)	profondità totale(μm)
10	1,01	0,49	16,00	17,01
15	0,95	0,19	23,33	24,28
25	1,52	1,13	33,14	34,66
30	1,59	0,52	30,67	32,26
50	0,98	0,46	49,14	50,12
75	1,58	0,37	62,86	64,44

Tab. 3.18 - Profondità medie al variare del carico delle piste d'usura per la seconda fornitura di acciaio microlegato 30MnVS6 (microlegato 2) alla velocità di strisciamento di 0,3 m/s

Acciaio Imamic Velocità 0,3 m/s				
Carico [N]	Profondità cilindro [μm]	Dev. standard	Profondità pista [μm]	Profondità totale [μm]
10	1,64	0,24	9,38	11,01
15	1,78	0,49	14,79	16,57
25	2,19	1,20	31,13	33,31
30	1,60	0,55	36,33	37,93
40	2,33	0,56	20,50	22,83
50	1,87	1,06	19,50	21,37
60	1,73	0,20	24,17	25,90
75	2,07	0,64	25,93	28,00

Tab. 3.19 - Profondità medie al variare del carico delle piste d'usura per acciaio microlegato Imamic alla velocità di strisciamento di 0,3 m/s

Acciaio 35KB-2 Velocità 1,8 m/s				
Carico [N]	Profondità cilindro [μm]	Dev. standard	Profondità pista [μm]	Profondità totale [μm]
10	0,45	0,08	18,50	18,95
15	0,50	0,16	18,75	19,25
30	0,85	0,15	24,83	25,68
40	1,85	0,59	15,50	17,35
50	1,49	0,35	26,83	28,32
60	1,68	0,46	26,11	27,79
75	1,83	0,36	138,83	140,66

Tab. 3.20 - Profondità medie al variare del carico delle piste d'usura per acciaio 35KB-2 alla velocità di strisciamento di 1,8 m/s

Acciaio Imamic Velocità 1,8 m/s				
Carico [N]	Profondità cilindro [μm]	Dev. standard	Profondità pista [μm]	Profondità totale [μm]
10	0,54	0,15	9,72	10,26
15	0,69	0,09	7,17	7,86
30	0,95	0,08	14,33	15,28
40	1,16	0,30	15,17	16,33
50	1,44	0,38	24,89	26,33
60	1,20	0,25	63,17	64,37
75	1,90	0,94	119,44	121,34

Tab. 3.21 - Profondità medie al variare del carico delle piste d'usura per acciaio microlegato Imamic alla velocità di strisciamento di 1,8 m/s

Gli istogrammi in figura 3.43 e 3.44 mostrano la profondità delle piste relative all'antagonista (100Cr6) per i vari materiali in prova in funzione del carico e rispettivamente per velocità di strisciamento moderata e severa.

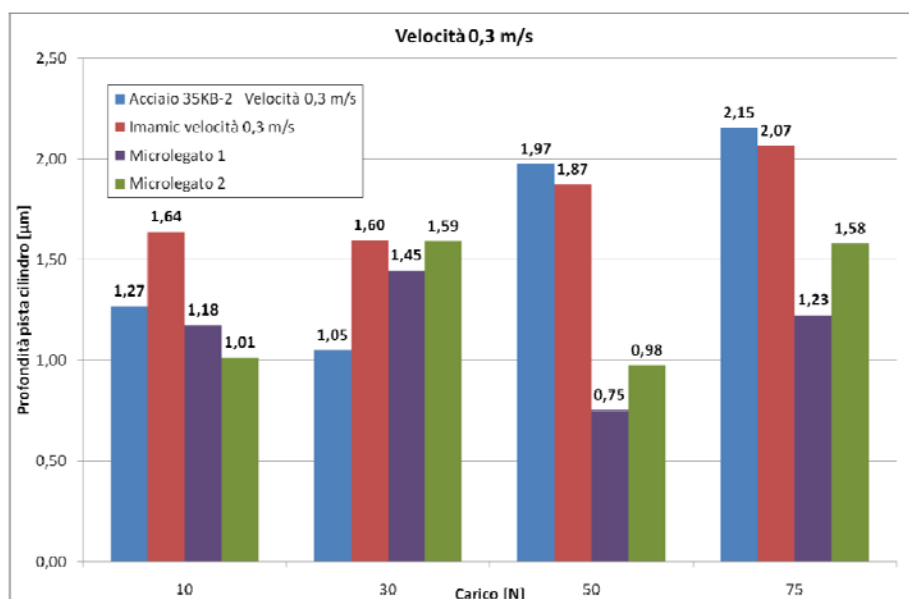


Fig. 3.43 – Profondità delle piste d'usura relative all'antagonista in funzione del carico e dei materiali in prova per velocità di strisciamento moderata ($v=0,3$ m/s)

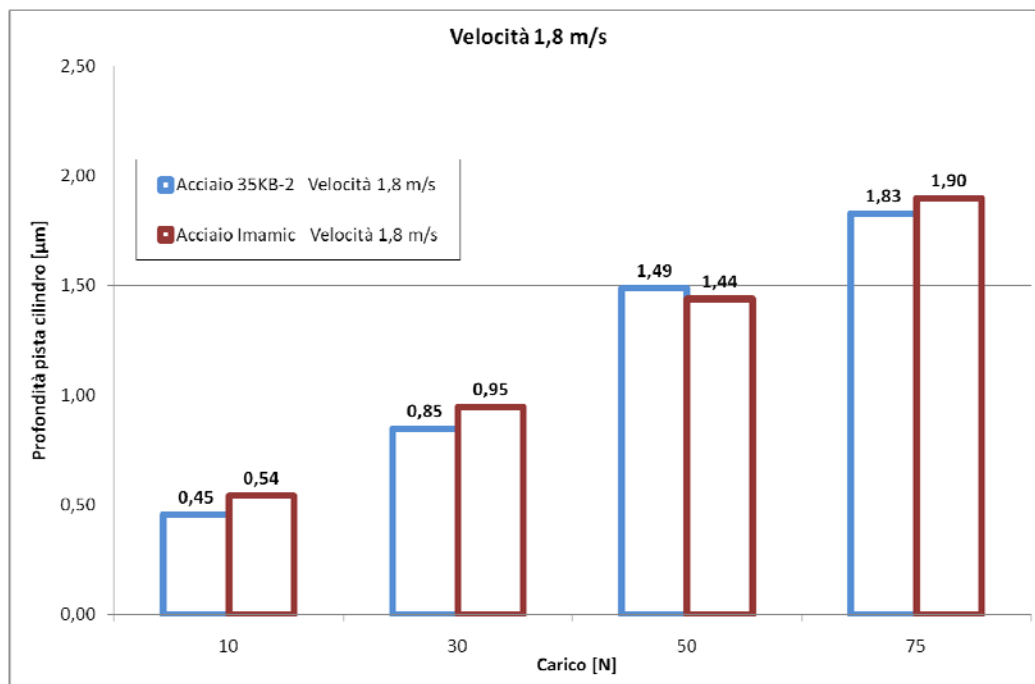


Fig. 3.44 - Profondità delle piste d'usura relative all'antagonista in funzione del carico e dei materiali in prova per velocità di strisciamento elevata ($v=1,8$ m/s)

Si osserva che generalmente le piste d'usura più profonde sono quelle prodotte dall'acciaio microlegato Imamic, e questo è presumibilmente indice della maggiore componente abrasiva presente nell'accoppiamento con questo acciaio.

Aumentando la velocità e il carico si nota comunque che le piste d'usura relative al 35KB-2 tendono ad assumere valori simili alle piste relative all'acciaio Imamic.

Le piste relative alle due forniture di acciaio microlegato 30MnVS6 risultano invece sensibilmente meno profonde delle piste relative all'acciaio microlegato Imamic per qualsiasi carico.

3.4.3.3 Morfologia delle piste di usura

Al termine di ogni singola prova tribologica, si è provveduto a fotografare le piste d'usura ottenute sul pattino e sul cilindro. Nelle figure da 3.45 a 3.48 si riportano le immagini più rappresentative delle piste relative al pattino al variare del carico per l'acciaio da bonifica 35KB-2 e l'acciaio microlegato Imamic alle due diverse velocità di strisciamento.

Da tali immagini è possibile ottenere un ulteriore riscontro del fatto che il principale meccanismo d'usura che si è presentato in tutte le prove condotte a bassa velocità di strisciamento è quello tribossidativo: ai bordi delle piste è infatti possibile osservare la presenza di ossidi. Inoltre, i provini in acciaio Imamic sembrano essere ricoperti da uno strato di ossido più compatto rispetto ai provini in 35KB-2, e questo aspetto collima con il minore tasso d'usura riscontrato nei provini in acciaio Imamic.

Per quanto riguarda l'elevata velocità di strisciamento, si osserva che risultano ancora presenti ossidi fino a un carico pari a 60N per l'acciaio 35KB-2 e 50N per l'acciaio Imamic; superati questi carichi si riscontra un'assenza di ossidi e le piste presentano evidenti solcature: una tale morfologia lascia quindi pensare che a questi carichi si abbia l'instaurarsi di un regime di usura severa per delaminazione con una forte componente abrasiva.

Anche le foto allo stereomicroscopio relative alle piste ottenute sul cilindro mostrano lo stesso cambiamento di morfologia riscontrato sulle piste dei provini ad elevata velocità di strisciamento all'aumentare del carico. A titolo di esempio, nelle figure 3.49 e 3.50 sono riportate, rispettivamente per l'acciaio 35KB-2 e per l'acciaio Imamic, tre immagini delle piste sul cilindro per alta velocità di strisciamento: la prima relativa a basso carico, la seconda per carico pari a 60N e la terza per carico pari a 75N. Da queste immagini si può infatti osservare che per bassi carichi le piste sul cilindro appaiono ossidate per entrambi i materiali, per un carico pari a 60N la pista sul cilindro relativa all'acciaio 35KB-2 mostra ancora tracce di ossido, mentre la pista sul cilindro relativa all'acciaio Imamic appare lucida e priva di ossidi, e presenta solcature. Per un carico pari a 75N, infine, le piste d'usura sul cilindro relative a entrambi i materiali hanno l'aspetto tipico dovuta a usura per delaminazione.

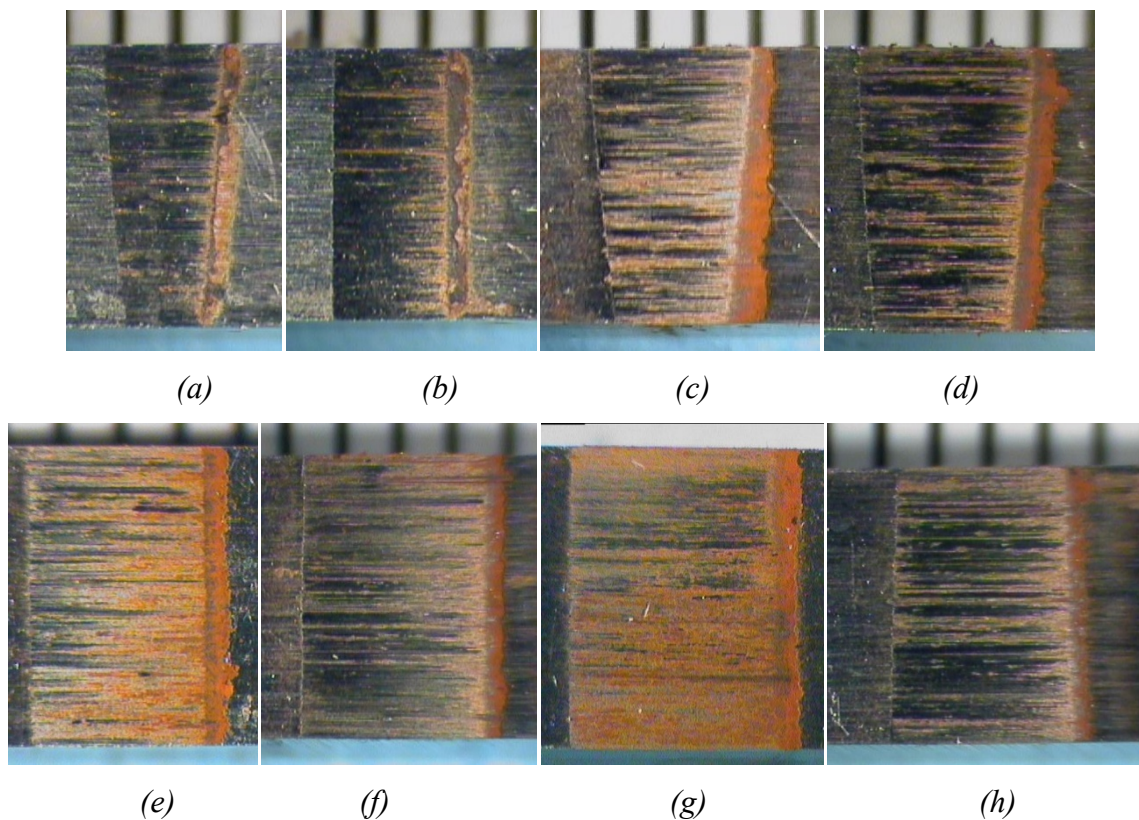


Fig. 3.45 - Piste d'usura sui pattini in 35KB-2 a bassa velocità ($v=0,3$ m/s) ai diversi carichi: 10 N (a), 15 N (b), 25 N (c), 30 N (d), 40 N (e), 50 N (f), 60 N (g) e 75 N (h)

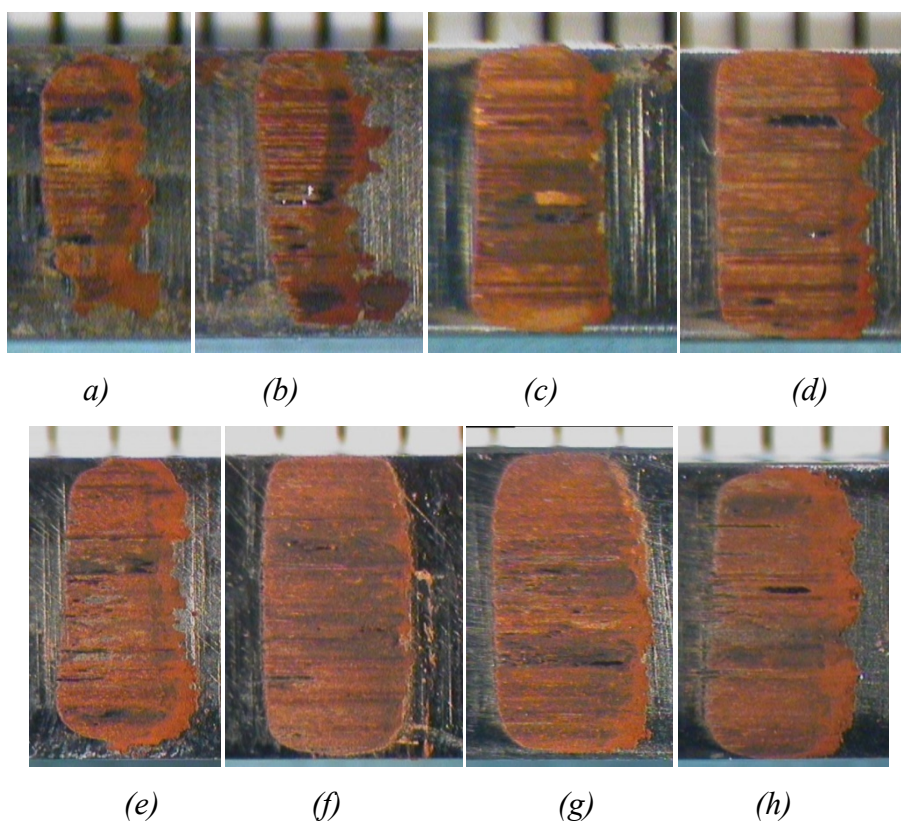


Fig. 3.46 - Piste d'usura sui pattini in acciaio Imamic a bassa velocità ($v=0,3$ m/s) ai diversi carichi: 10N (a), 15N (b), 25N (c), 30N (d), 40N (e), 50N (f), 60N (g) e 75N (h)

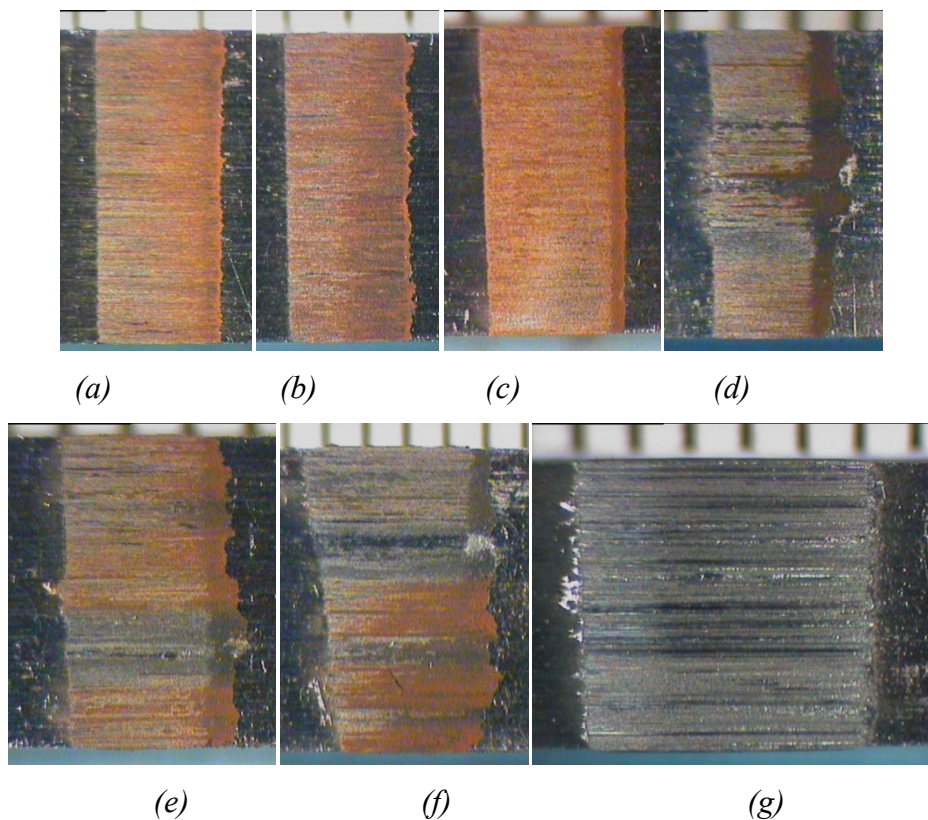


Fig. 3.47 - Piste d'usura sui pattini in 35KB-2 ad alta velocità ($v=1,8$ m/s) ai diversi carichi: 10N (a), 15N (b), 30N (c), 40N (d), 50N (e), 60N (f) e 75N (g)

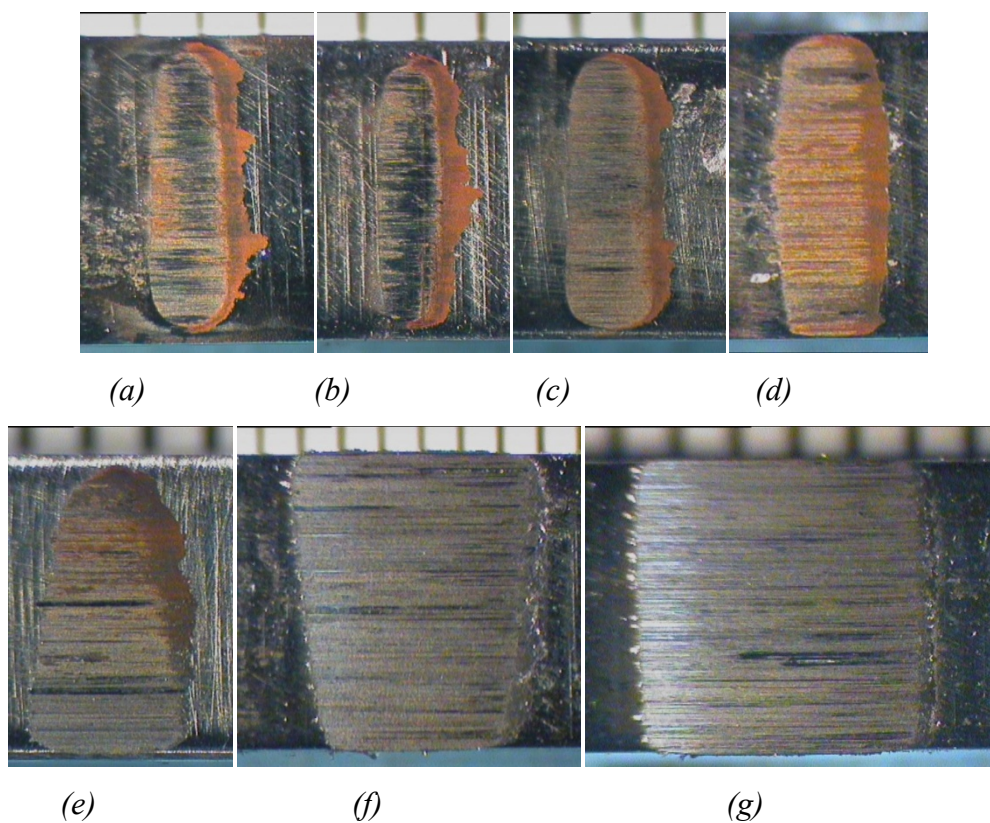


Fig. 3.48 - Piste d'usura sui pattini in acciaio Imamic ad alta velocità ($v=1,8$ m/s) ai diversi carichi: 10N (a), 15N (b), 30N (c), 40N (d), 50N (e), 60N (f) e 75N (g)

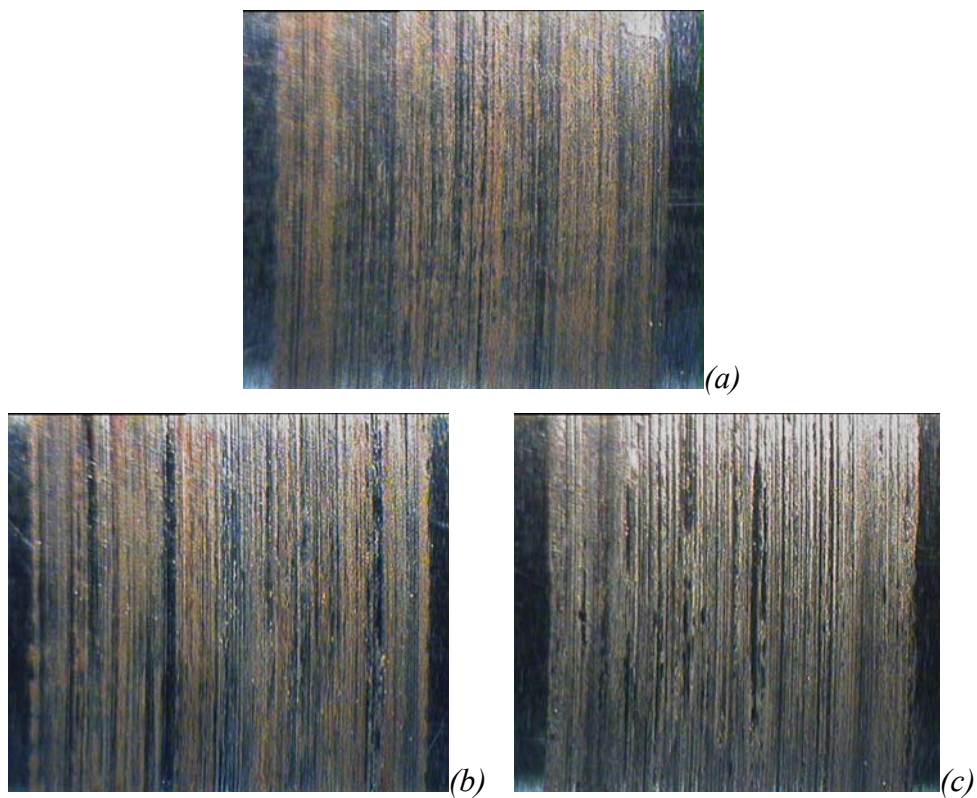


Fig. 3.49 – Piste d'usura sul cilindro relative all'acciaio 35KB-2 ad alta velocità di strisciamento ($v=1,8$ m/s) per: basso carico (30N) (a), 60N (b) e 75N (c)

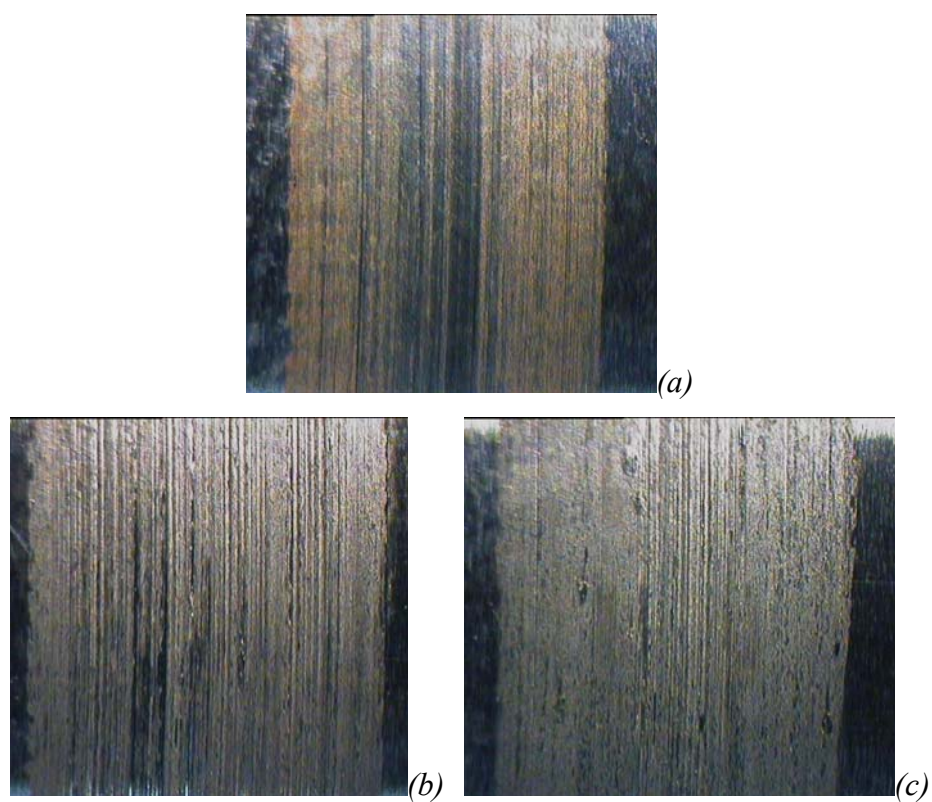


Fig. 3.50 – Piste d'usura sul cilindro relative all'acciaio Imamic ad alta velocità di strisciamento ($v=1,8$ m/s) per: basso carico (30N) (a), 60N (b) e 75N (c)

3.5 CONCLUSIONI

L'obiettivo del presente studio è stato quello di confrontare il comportamento tribologico relativo allo strisciamento a secco, contro antagonista in acciaio 100Cr6, di un convenzionale acciaio da bonifica (l'acciaio al boro 35KB-2) con quello di due diversi acciai microlegati a medio tenore di C: l'acciaio al vanadio 30MnVS6 e l'acciaio ad elevato contenuto di silicio Imamic. Tutti gli acciai della sperimentazione sono stati sottoposti a tempra a induzione. Il fine di tale attività di ricerca è valutare la fattibilità di un'eventuale sostituzione del convenzionale acciaio da bonifica con più innovativi acciai microlegati a medio tenore di carbonio, per la realizzazione di componenti meccanici ad elevata affidabilità. Dai dati ottenuti nel corso dell'indagine sperimentale si possono trarre le seguenti conclusioni:

- A bassa velocità di strisciamento, l'acciaio 35KB-2 e l'acciaio relativo a entrambe le forniture di 30MnVS6 hanno mostrato un andamento simile del coefficiente d'attrito in funzione del carico: il coefficiente d'attrito (sia di run-in che stazionario) tende ad aumentare linearmente all'aumentare del carico, fino a 50N, mentre per carichi ancora più elevati risulta inversamente proporzionale al carico. Il coefficiente d'attrito relativo all'acciaio Imamic ha invece mostrato la tendenza a rimanere sostanzialmente costante con l'aumentare del carico.
- A bassa velocità di strisciamento, in generale l'acciaio al B 35KB-2 presenta tendenzialmente un coefficiente d'attrito più elevato rispetto ai due acciai microlegati 30MnVS6, soprattutto rispetto alla prima fornitura; l'acciaio microlegato Imamic comunque mostra tendenzialmente i valori più elevati di coefficiente d'attrito. Tali differenze tendono a ridursi all'aumentare del carico.
- Ad elevata velocità di strisciamento ($v=1,8$ m/s), il coefficiente d'attrito relativo all'acciaio 35KB-2 mostra una tendenza a decrescere linearmente con il carico, mentre il coefficiente d'attrito relativo all'acciaio Imamic mostra ancora una tendenza a mantenere un valore costante. Per entrambi i materiali, generalmente il coefficiente d'attrito ad alta velocità di strisciamento risulta minore del coefficiente d'attrito relativo a bassa velocità di strisciamento.

- A bassa velocità di strisciamento, l'acciaio 35KB-2 e l'acciaio relativo a entrambe le forniture di 30MnVS6 hanno mostrato un tasso d'usura che tendenzialmente cresce linearmente con il carico, all'interno dell'intervallo di valori presi in considerazione; tale crescita risulta simile per tutti e tre questi materiali. L'acciaio microlegato Imamic mostra un andamento del tasso d'usura inizialmente simile a quello degli altri tre materiali; una volta superato il carico di 30N però, il valore del tasso d'usura per questo tipo di acciaio mostra un'improvvisa diminuzione, per poi ricominciare a crescere linearmente con il carico, anche se in modo molto meno rapido rispetto agli altri acciai.
- Generalmente l'acciaio 35KB-2 a bassa velocità di strisciamento mostra i valori del tasso d'usura più elevati, seguito dal microlegato 1 e dal microlegato 2. L'acciaio Imamic mostra valori del tasso d'usura sensibilmente inferiori, particolarmente per carichi elevati.
- L'acciaio 35KB-2 e l'acciaio Imamic, per velocità di strisciamento pari a 0,3 m/s, presentano rispettivamente un coefficiente d'usura specifico dell'ordine di 10^{-14} e 10^{-15} m²/N, quindi compatibili con un'usura moderata tribossidativa.
- Aumentando la velocità di strisciamento a 1,8 m/s, l'acciaio 35KB-2 e Imamic mostrano un tasso d'usura che cresce molto lentamente con il carico. Raggiunto un carico limite, aumentando ancora il carico si assiste a un forte incremento del tasso d'usura. Per entrambi i materiali, finché il carico applicato è minore del carico limite, il tasso d'usura relativo alla velocità elevata risulta apprezzabilmente inferiore rispetto al caso di bassa velocità di strisciamento.
- Entrambi gli acciai 35KB-2 e Imamic, per velocità di strisciamento pari a 1,8 m/s, presentano un coefficiente di usura specifico dell'ordine di 10^{-15} m²/N fino al raggiungimento del carico critico; una volta superato tale carico, il coefficiente di usura specifico assume invece un valore dell'ordine di 10^{-14} m²/N. Tali valori sarebbero quindi associabili a un regime di usura tribossidativa; tuttavia, il repentino incremento di un ordine di grandezza del coefficiente di usura specifico fa sospettare che sia in atto una transizione verso un regime di usura severa adesiva.

A conclusione della presente tesi, si può quindi affermare che l'acciaio da bonifica 35KB-2 e l'acciaio microlegato 30MnVS6 presentano, nelle condizioni operative e di carico con cui sono state effettuate le prove oggetto della sperimentazione, un comportamento tribologico sostanzialmente analogo.

L'acciaio microlegato Imamic invece si discosta dal comportamento degli altri tre acciai in studio, mostrando generalmente migliori prestazioni per quanto riguarda la resistenza ad usura.

Risulta pertanto realizzabile con successo una sostituzione dell'acciaio da bonifica con un acciaio microlegato a medio tenore di carbonio, previa però valutazione che l'analogia riscontrata tra questi materiali non si limiti al comportamento tribologico, ma riguardi anche altre importanti caratteristiche meccaniche (quali resistenza a snervamento e rottura, durezza, tenacità e resistenza a fatica) che risultano determinanti per l'impiego in applicazioni ad elevata affidabilità.

Risulterebbe interessante la possibilità di valutare la risposta tribologica dell'acciaio Imamic privo del trattamento di tempra ad induzione e confrontarlo nuovamente con un acciaio bonificato.

Infine, andranno effettuate prove tribologiche a caldo per valutare la possibilità di impieghi in temperatura degli acciai microlegati.

BIBLIOGRAFIA

- [1] J. Patel, C. Klinkenberg, K. Hulka – “*Hot rolled HSLA steels for automotive and construction application*”
- [2] A. J. DeArdo, C. I. Garcia, M. Hua – “*Microalloyed steels for high-strength forgings*” – La Metallurgia Italiana n.9/2010
- [3] P. Brozzo, M. Capurro – “*Acciai strutturali per costruzioni navali ed off-shore*”
- [4] I. Tamura – “*Thermomechanical processing of high-strength low-alloyed steels*” – Butterworth & Co., 1988
- [5] Kaspar, Flub, Pawelski “*Improving properties of a low-carbon microalloyed steel by means of accelerated cooling of dynamically recrystallized austenite*”
- [6] A. J. DeArdo, C. I. Garcia, W. Gao, M. Hua – “*Thermomechanical processing of microalloyed steels: grain refinement revisited*”
- [7] A. J. DeArdo – “*Metallurgical basis for thermomechanical processing of microalloyed steels*” – Ironmaking and steelmaking, 2001, vol. 28, no. 2
- [8] D. Rasouli, Sh. Khameneh Asl , A. Akbarzadeh, G.H. Daneshi – “*Optimisation of mechanical properties of a micro alloyed steel*”, Materials and Design 30 (2009) 2167–2172
- [9] D. Rasouli, Sh. Khameneh Asl, A. Akbarzadeh, G.H. Daneshi – “*Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of microalloyed forging steels.*”, Journal of Materials Processing Technology 206 (2008) 92-98.
- [10] X. Zhang et al. - *Microstructural and mechanical properties of V-Ti-N microalloyed steel*. J Mater Sci. 2010
- [11] M. Jahazi, B. Eghbali – “*The influence of hot forging conditions on the microstructure and mechanical properties of two microalloyed steels.*”, Journal of Materials Processing Technology 113 (2001) 594-598.
- [12] A. Babakhani, S.M.R. Ziaei , A.R. Kiani-Rashid – “*Investigation on the effects of hot forging parameters on the austenite grain size of vanadium microalloyed forging steel (30MSV6)*” , Journal of Alloys and Compounds 490 (2010) 572–575
- [13] A. Saxena, V. Kumar, R. Datta – “*Influence of cooling rate on transformation behavior of 0.15% V Microalloyed Steel*”, Journal of Materials Engineering and Performance
- [14] “*Corus Engineering Steels The Current Status of the Development and use of Air Cooled Steels for the Automotive Industry*”, Technical Paper Prod/A3 (2001)

- [15] V. Ollilainen, W. Kasprzak, L. Hollappa – “*The effect of silicon, vanadium, and nitrogen on the microstructure and hardness of air cooled medium carbon low alloy steels*”, Journal of Material Processing Technology 134 (2003) 405-412
- [16] L. Jiang – “*Effect of silicon on the interaction between recrystallization and precipitation in niobium microalloyed steels*”
- [17] M.J. Balart, C.L. Davis , M. Strangwood – “*Fracture behaviour in medium-carbon Ti–V–N and V–N microalloyed ferritic-pearlitic and bainitic forging steels with enhanced machinability*”, Materials Science and Engineering A328 (2002) 48–57
- [18] D. Glis̃ic, N. Radovic, A. Koprivica, A. Fadel, D. Drobniak – “*Influence of Reheating Temperature and Vanadium Content on Transformation Behavior and Mechanical Properties of Medium Carbon Forging Steels*”, ISIJ International, Vol. 50 (2010), No. 4, pp. 601–606
- [19] M. J. Hua, C. I. Garcia, A. J. DeArdo – “*Study of strengthening mechanism in V-N steels*”
- [20] D.K. Matlock, G. Krauss, J. G. Speer – “*Microstructure and properties of direct-cooled microalloy forging steels*”, Journal of Material Processing Technology 117, 324-328 (2001)
- [21] I. Gonzàles-Braquet, R. Kaspar, J. Richer – “*Conditioning of austenite by hot working of microalloyed forging steels*”, Steel research 68 (1997) No.2
- [22] S. Shanmugam, R.D.K. Misra , T. Mannering , D. Panda , S.G. Jansto – “*Impact toughness and microstructure relationship in niobium- and vanadium-microalloyed steels processed with varied cooling rates to similar yield strength*”, Materials Science and Engineering A 437 (2006) 436–445
- [23] Dispense del corso “*Metallurgia Meccanica M*” della Prof.ssa Lorella Ceschini

CAPITOLO 4:

COMPORTAMENTO TRIBOLOGICO DI MATERIALI PER MOTORI IDRAULICI: PROVE A BANCO, FAILURE ANALYSIS E PROVE TRIBOLOGICHE IN LABORATORIO

4.1 INTRODUZIONE

Nel secondo anno di dottorato è stato eseguito lo studio del comportamento tribologico di materiali utilizzati in alcuni componenti di motori idraulici. Il lavoro ha riguardato lo studio dei fenomeni di attrito e usura relativi a componenti meccanici di motori idraulici a pistoni radiali a colonna di fluido. Questa tipologia di motore trasforma energia idraulica (sotto forma di portata e pressione) in energia meccanica (sotto forma di velocità e coppia), utilizzando colonne di fluido in pressione che generano la coppia motrice agendo direttamente su un albero eccentrico.

L'indagine ha riguardato il contatto strisciante tra i 5 cilindri del motore e l'albero eccentrico dove si riscontravano i maggiori problemi di usura. L'obiettivo di questo lavoro, quindi, è stato quello di riuscire a migliorare la resistenza ad usura e quindi la vita utile dei motori idraulici.

Il lavoro svolto si è articolato nei seguenti punti:

- caratterizzazione completa dei componenti non-eserciti;
- esecuzione in azienda di prove al banco con l'obiettivo di verificare le reali condizioni di lavoro a cui viene sottoposta la coppia tribologica;
- failure analysis in laboratorio di componenti usurati dopo prove al banco;
- esecuzione di prove tribologiche di strisciamento, in assenza nominale di lubrificazione, in laboratorio, con l'obiettivo di riprodurre le reali condizioni di utilizzo ed individuare materiali alternativi in grado di migliorare la resistenza all'usura della coppia tribologica analizzata.

Attraverso lo studio dei risultati di tutte le indagini svolte si è cercato, quindi, di individuare i principali meccanismi di usura e potenziali alternative per i materiali a contatto.

4.2 MOTORI IDRAULICI: DEFINIZIONE E FUNZIONE

In oleodinamica il motore svolge la funzione speculare della pompa poichè riconverte l'energia idraulica proveniente dalla pompa in energia meccanica; esso è una macchina volumetrica, ossia in grado di gestire il trasporto di liquido attraverso variazioni di volume delle sue camere interne. Il principio di funzionamento comune a tutti i motori idraulici è semplice: il liquido in pressione, introdotto attraverso l'attacco d'alimentazione, agisce sulle parti attive (ingranaggi, palette, pistoni assiali o radiali) generando una componente tangenziale utile che imprime all'albero un regime di rotazione e una coppia motrice. In definitiva il motore idraulico è una macchina motrice volumetrica, che alimentata da un flusso di liquido erogato dalla pompa sviluppa sull'albero un regime di rotazione (n) e una coppia (M). La funzione del motore è di convertire la potenza idraulica erogata dalla pompa in potenza meccanica, proporzionale al prodotto $M \cdot n$. Nel motore i parametri idraulici si convertono come segue:

Δp (differenza di pressione tra gli attacchi) $\rightarrow M$ (coppia del motore)

Q (portata assorbita) $\rightarrow n$ (regime del motore idraulico)

N (potenza meccanica sviluppata) \rightarrow proporzionale al prodotto $M \cdot n$

4.3 FUNZIONAMENTO E PROBLEMATICHE DI CONTATTO

Il motore idraulico oggetto di studio è un motore di tipo radiale a colonna di fluido che trasforma energia idraulica (sotto forma di portata e pressione) in energia meccanica (sotto forma di velocità e coppia) utilizzando colonne di fluido in pressione (1), che generano la coppia motrice agendo direttamente su un albero eccentrico (4). Lo schema di funzionamento è riportato in fig. 4.1.

Le colonne di fluido (1) sono contenute all'interno di cilindri telescopici (2), guidati su ciascuna estremità da superfici sferiche di appoggio: un coperchio sferico da una parte (3) ed un albero avente un camma sferica dell'altra (4). La possibilità di trasmettere la spinta attraverso colonne di fluido permette di evitare spinte diagonali tipiche di altri motori idraulici, con cospicuo incremento del rendimento meccanico e della durata di vita del motore. Per evitare il trafilamento del fluido in pressione contenuto all'interno dei cilindri telescopici, vengono realizzate tenute metalliche a forma di anelli sferici tra i cilindri telescopici (2) e le rispettive sedi di guida (3) e (4). La distribuzione del fluido all'interno del motore viene realizzata per mezzo di un distributore (5), che ruota solidalmente all'albero motore, essendo guidato da un alberino di collegamento (6). Il distributore (5) è compresso idraulicamente tra due componenti fissi: un piattello (7) ed un anello di reazione (8), il cui scopo è quello di compensare eventuali giochi e dilatazioni termiche assiali. La tenuta

idraulica tra il distributore (5), il piattello (7) e l'anello di reazione (8) è di tipo strisciante, realizzata attraverso una scelta appropriata di materiali aventi buona resistenza ai fenomeni di usura.

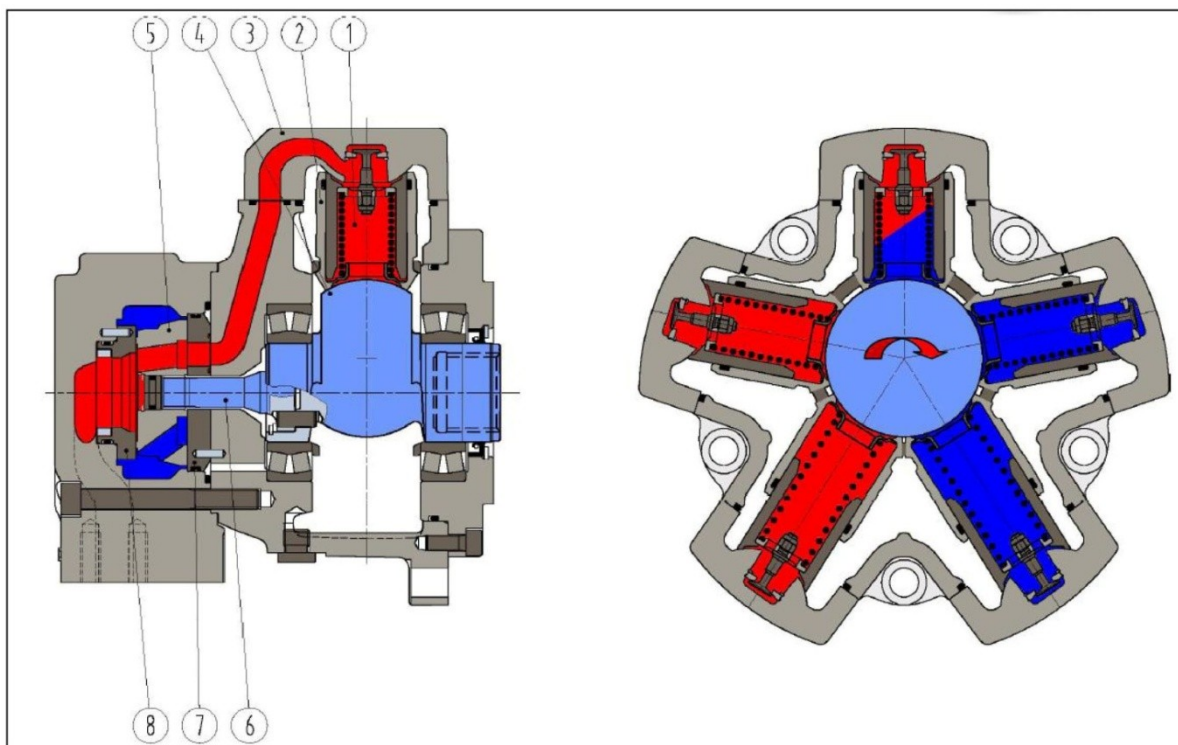


Fig. 4.1 - schema di funzionamento di un motore idraulico di tipo radiale a colonna di fluido.

I principali problemi di questo motore si riscontrano nel contatto tra i cilindri telescopici e l'albero eccentrico: per questo motivo tale contatto è stato studiato sia dal punto di vista microstrutturale che tribologico, al fine di individuare i principali meccanismi di usura. Il moto relativo tra l'albero e i cilindri è di strisciamento puro, quindi, le due superfici a contatto possono andare incontro al processo di usura per strisciamento. Per la sua complessità, l'indagine tribologica affianca quasi sempre ai risultati teorici i risultati sperimentali, specialmente per lo studio dell'attrito e per la resistenza all'usura. La norma DIN 50323 definisce la tribologia come *“la scienza e la tecnica delle superfici in movimento relativo l’una rispetto all’altra e che si influenzano reciprocamente”*.

L'attrito e l'usura sono due fattori estremamente importanti nelle valutazioni progettuali, riducendo i quali è possibile ridurre i costi di manutenzione e sostituzione. Qualunque sistema tribologico complesso può essere ricondotto ad una struttura elementare semplice denominata sistema tribologico. Quest'ultimo è costituito da due corpi a contatto, sotto carico ed in moto relativo, con l'eventuale presenza di un elemento che si interpone tra le due superfici.

Il sistema tribologico in esame (fig. 4.2), risulta composto da un corpo principale rappresentato dall'albero rotante e da un corpo antagonista costituito dal cilindro telescopico. I due corpi a contatto strisciano in condizioni di lubrificazione limite.

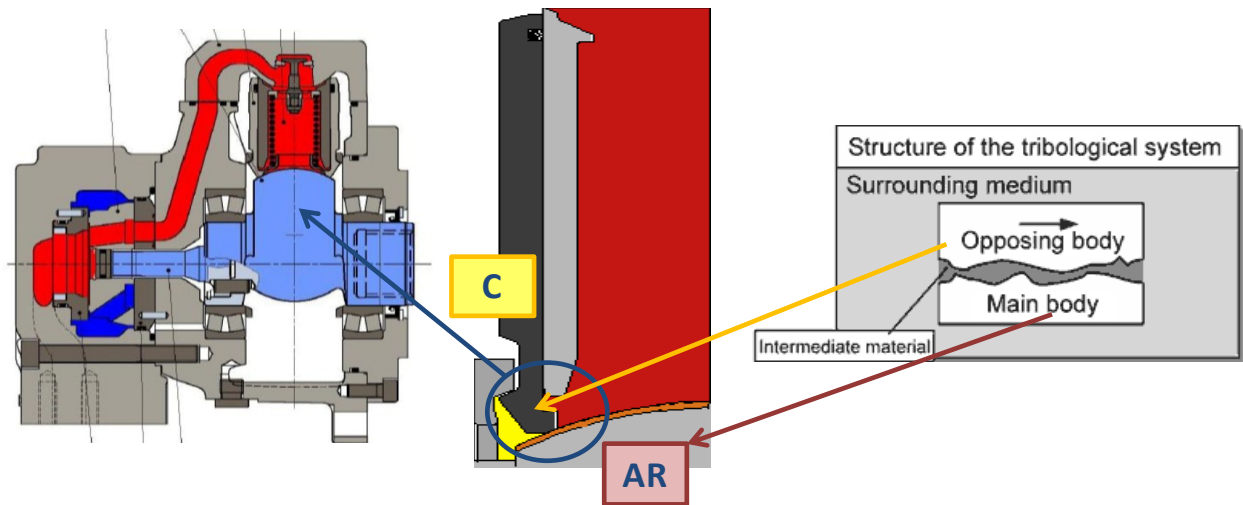


Fig. 4.2 – schema rappresentativo del sistema tribologico oggetto di studio. C=cilindro telescopico, AR=albero rotante.

4.4 MATERIALI E METODI DELL'ATTIVITÀ SPERIMENTALE

4.4.1 Componenti e materiali del sistema tribologico

4.4.1.1 Cilindri telescopici

I cilindri vengono ricavati da tubi in acciaio E470 UNI EN 10297-1 (sigla commerciale Dalmine “E470 HL”), che a livello di composizione chimica risulta equivalente a quella dell'acciaio 20MnV6. Essi vengono sottoposti ad un trattamento termico di cementazione con spessore efficace richiesto di 0,8 mm e durezza superficiale compresa tra 58 e 61 HRC (UNI 5381, fig. 4.3 e 4.4) e successivamente rettificati. Di seguito sono riportate la composizione chimica e le proprietà meccaniche dell'acciaio utilizzato e il ciclo di trattamento termochimico.

Tabella 4.1: composizione chimica (% in massa) dell'acciaio "E470HL" da catalogo Dalmine.

Materiale	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Al [%]	Nb [%]	V [%]
E 470 HL	0.16-0.22	1.3-1.7	0.1-0.5	0.03 max	0.035 max	0.01 min	0.07 max	0.08-0.15

Tabella 4.2: proprietà meccaniche dell'acciaio E470HL in funzione del diametro da catalogo Dalmine.

Materiale	Stato fornitura	R _s [MPa]		R _m [MPa]		A %
		≤16 mm	≤40 mm	≤16 mm	≤40 mm	
E 470 HL	As rolled	470	430	650	650	17

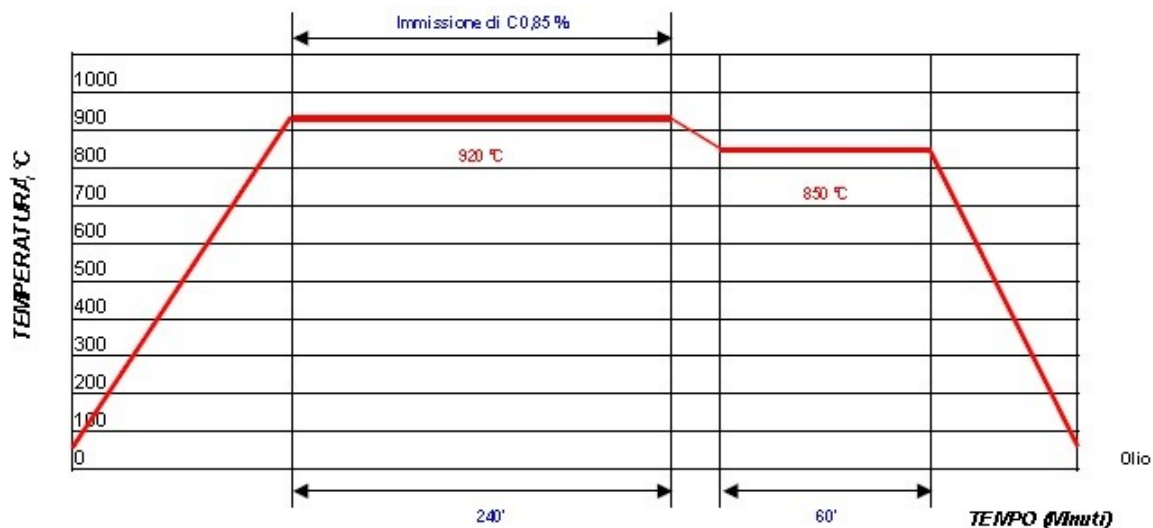


Figura 4.3: ciclo del trattamento termico di cementazione e tempra subito dai cilindri.

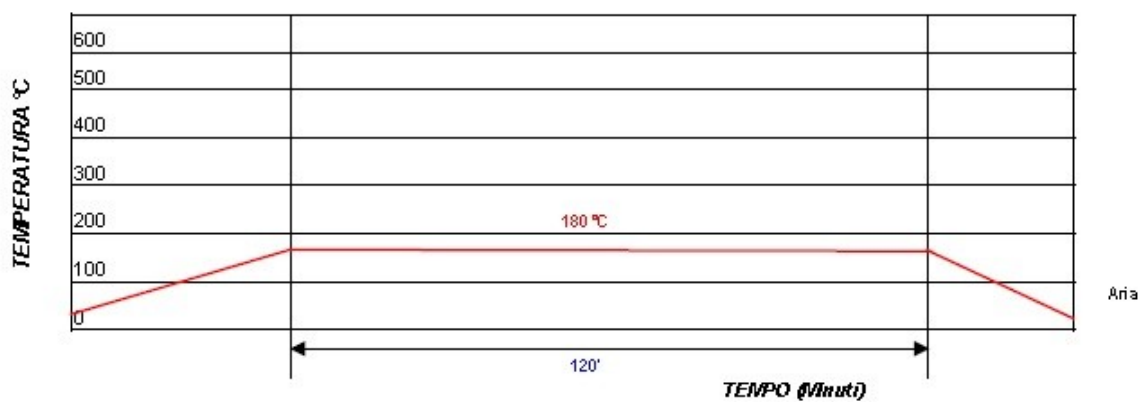


Figura 4.4: ciclo di trattamento relativo al rinvenimento subito dai cilindri.

4.4.1.2 Albero rotante eccentrico

L'albero rotante eccentrico è realizzato in acciaio 36CrNiMo4 bonificato sul quale viene successivamente depositato un rivestimento termospruzzato “Air Flame Spray” (AFS) con polvere METCO 442, per uno strato di circa 250 μm . La composizione chimica e le proprietà meccaniche dell'acciaio sono riportate in tab. 4.3-4.4.

Tabella 4.3: composizione chimica (% in massa) dell'acciaio 36CrNiMo4 .

Materiale	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]
36NiCrMo12	0.32-0.4	0.5-0.8	0.4 max	0.035 max	0.035 max	0.9-1.2	0.9-1.2	0.15-0.3

Tabella 4.4: proprietà meccaniche dell'acciaio 36CrNiMo4 (stato di fornitura: bonificato) in funzione del diametro (mm).

σ_s [MPa]					Rm [MPa]					A %				
16 mm	40 mm	100 mm	160 mm	250 mm	16 mm	40 mm	100 mm	160 mm	250 mm	16 mm	40 mm	100 mm	160 mm	250 mm
900	800	700	600	550	1100-1300	1000-1200	900-1100	800-950	750-900	10	11	12	13	14

Il rivestimento, applicato con modalità AFS, ha lo scopo principale di aumentare la resistenza all'usura; lo strato che si forma dopo la deposizione possiede infatti buona resistenza all'usura, alla corrosione e all'ossidazione. Di seguito (tab. 4.5) è riportata la composizione chimica nominale del METCO 442 e le sue principali proprietà dichiarate dal fornitore.

Tabella 4.5: composizione chimica (% in massa) della polvere METCO 442.

Materiale	Cr [%]	Al [%]	Mo [%]	Si [%]	Fe [%]	B [%]	TiO ₂ [%]	Ni [%]
Metco 442 FS	0.085	0.07	0.05	0.02	0.02	0.02	0.03	Balance

Range dimensionale particelle	45-125 microns (120-325 mesh)
Punto di fusione (approssimato)	660°C (Alluminio)
Macrodurezza	(Nota 1) Rc30
Microdurezza (KHN50)	550-750
Durezza in sezione trasversale (DPH300)	450
Densità (g/cc)	6,5
Porosità (volume %)	2%
Contenuto di ossido (volume %)	10-15
Resistenza a trazione (perpendicolare alla direzione di spruzzo) (N/cm²)	11

Nota 1: La macrodurezza del rivestimento varia con la temperatura di applicazione e con il processo di deposizione utilizzato. Per i rivestimenti termospruzzati a fiamma aumentando la temperatura di applicazione, aumenta la durezza. L'incremento è associato al rinforzo per precipitazione. I rivestimenti termospruzzati al plasma sono meno condizionati dalla temperatura di applicazione.

4.4.2 Indagini eseguite

Sui componenti, prima e dopo le prove al banco, sono state eseguite le seguenti indagini:

- Analisi micrografiche per la caratterizzazione della microstruttura e della morfologia dei materiali di albero e cilindro:
 - Stereomicroscopia
 - Analisi metallografica con Microscopia Ottica (MO)
 - Microscopia Elettronica a Scansione (SEM)
- Analisi compositive:
 - Spettroscopia a dispersione di energia (EDS)
 - Diffrazione di raggi X (XRD)
- Prove di microdurezza Vickers (HV):
 - Profilo di durezza dello strato cementato in sezione trasversale (cilindro)
 - Durezza media in sezione trasversale del rivestimento termospruzzato (albero).

4.4.3 Prove al banco

La prima prova al banco è stata eseguita su un motore MR 930 I, con una pressione di alimentazione di 200 bar e una di scarico di 20 bar. La prova è stata interrotta dopo 60 minuti, quando la quantità di olio trafilato faceva presagire i primi segni di usura. I parametri controllati, riportati nelle tabelle sottostanti, erano: la velocità di rotazione del motore, la temperatura dell'olio e la portata di olio perso nei trafiletti.

Data	22/09/2011	
Banco prova	Contrapposto "D", presso LMO	
Motore testato	855969, MR930I-P1N1N1N1NP/55969	
Durata prova	60'	
Rotazione	p(A), antioraria	
Q _{pompa}	130 l/min nominali	

Durata	Palimentazione: p(A)	p_{scarico}: p(B)	velocità	T	q_{drain}
min	bar	bar	rpm	°C	cc/min
start	200	20	130	40	800
15'	200	20	119	57	1300
30'	200	20	119	62	2200
45'	200	20	117	65	4800
60'	200	20	116	68	6300

Tabelle 4.6 e 4.7: dati relativi alla prima prova eseguita.

La seconda prova al banco è stata, invece, eseguita su un motore MRD 2800 a cilindrata variabile; la cilindrata è stata fissata al valore minimo di 930 cc. La pressione di alimentazione è variata durante la prova da 220 a 210 bar; quella di scarico da 30 a 20 bar. La prova è stata portata avanti per un totale di 255 minuti con un'interruzione di un'ora a 180 minuti. L'interruzione finale della prova è stata causata dal cedimento di una guarnizione a causa delle elevate temperature raggiunte, altrimenti il motore avrebbe continuato a girare.

Nonostante ciò, osservando l'albero eccentrico e i cilindri dopo lo smontaggio sono stati notati dei segni di usura più marcati rispetto alla prima prova.

Le condizioni di prova sono riportate nelle tabelle 4.8 e 4.9.

Data	09/02/2012	
Banco prova	Contrapposto "D", presso LMO	
Motore testato	MRD 2800, 1:3 (2800cc/rev, 930 cc/rev)	
Durata prova	255'	
Rotazione	p(A), antioraria	
Q _{pompa}	130 l/min nominali	

Durata	p_{alimentazione}: p(A)	p_{scarico}: p(B)	velocità	T	q_{drain}
min	bar	bar	rpm	°C	cc/min
start	220	30	130	22	1800
15	210	25	124	47	2100
30	215	22	119	60	2700
45	215	21	118	62	3000
60	215	21	117	70	3200
75	210	21	115	74	3400
90	210	21	114	76	3400
105	210	21	113	78	3600
120	210	20	113	80	3900
135	210	20	113	81	3600
150	210	20	113	82	3900
165	210	20	114	83	3600
180	210	20	114	84	3600
195	210	21	114	73	3600
210	210	21	114	78	3600
225	210	20	113	80	3500
240	210	20	113	82	3200
255	210	20	113	83	3400

Tabelle 4.8 e 4.9: dati relativi alla prima prova eseguita.

4.4.4 Failure analysis e caratterizzazione dei componenti usurati

4.4.4.1 Cilindri (20MnV6)

I cinque cilindri usurati in seguito alla prova a banco, sono stati tutti osservati al microscopio stereo, per avere immagini macroscopiche del danneggiamento e scegliere i casi più significativi da analizzare al microscopio elettronico a scansione. I campioni scelti sono quindi stati tagliati e osservati al SEM. Infine sono state effettuate delle prove di microdurezza HV_1 su un campione prelevato dalla superficie di contatto e inglobato a caldo, per controllare l'eventuale addolcimento del materiale a causa delle temperature di contatto tra i due componenti.

4.4.4.2 Albero eccentrico (36CrNiMo4)

L'albero esercito, suddiviso in quattro settori, è stato dapprima osservato al microscopio stereo per individuare le zone più significative da analizzare, in corrispondenza delle quali sono stati poi ricavati dei campioni osservabili al SEM. Sono stati infine misurati, tramite profilometro a stilo, dei profili di rugosità sia sulle piste di usura, che su aree distanti dalle stesse piste.

4.4.5 Prove tribologiche

Per caratterizzare dal punto di vista tribologico l'accoppiamento tra albero e cilindri, il contatto è stato simulato su un tribometro "pattino-su-cilindro" in condizioni di strisciamento non lubrificato. Si è cercato di rendere le condizioni di prova il più possibile simili a quelle reali utilizzando barrette in 20MnV6 cementate (come i cilindri telescopici) e cilindri in 36CrNiMo4 rivestiti con METCO 442, analogamente all'albero eccentrico. Le prove sono state condotte in assenza nominale di lubrificazione (contrariamente alla situazione reale) in atmosfera di laboratorio ($18 \div 24$ °C; umidità relativa $40 \div 60\%$), con velocità di strisciamento di 1,4 m/s, per una distanza di 5000 m variando il carico applicato da 10 a 40N, e con un carico applicato di 10 N per distanze crescenti di 5000, 10000 e 20000 m. Per ogni prova sono state effettuate almeno tre ripetizioni. Il tribometro "pattino-su-cilindro" consente l'acquisizione continua, in funzione della distanza di strisciamento, della forza d'attrito, mediante una cella di carico a flessione, e dell'usura di sistema (pattino fisso più cilindro rotante), mediante un trasduttore di spostamento. Sia il cilindro che i pattini sono stati caratterizzati, prima delle prove tribologiche, mediante misure di rugosità tramite profilometria a stilo e misure di durezza Rockwell C. Al termine delle prove, la profondità delle piste di usura è stata valutata mediante un profilometro a stilo e sono state compiute analisi morfologiche sulle piste di usura attraverso microscopia elettronica in scansione e analisi EDS.

4.5 RISULTATI SPERIMENTALI

In questo capitolo sono riportati i risultati di tutte le indagini eseguite, suddivise per componenti. Vi è prima la caratterizzazione del materiale "non esercito", poi quella del materiale usurato dopo la prima prova al banco, e infine quella del materiale usurato dopo la seconda prova al banco.

4.5.1 Caratterizzazione del materiale "non esercito"

4.5.1.1 Cilindri (20MnV6)

Osservazione al microscopio stereo ed elettronico a scansione (SEM)

Di seguito sono riportate le immagini dei cilindri non eserciti al microscopio stereo (fig. 4.10) e al SEM (fig. 4.11). In entrambe si vedono chiaramente i segni dovuti alla lavorazione di rettifica.

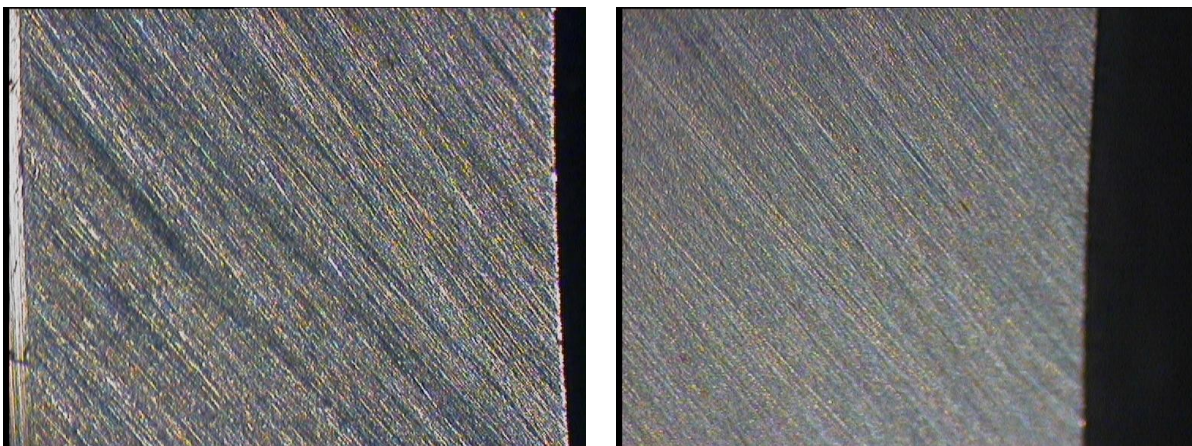


Figura 4.10: immagini del cilindro non esercito al microscopio stereo.

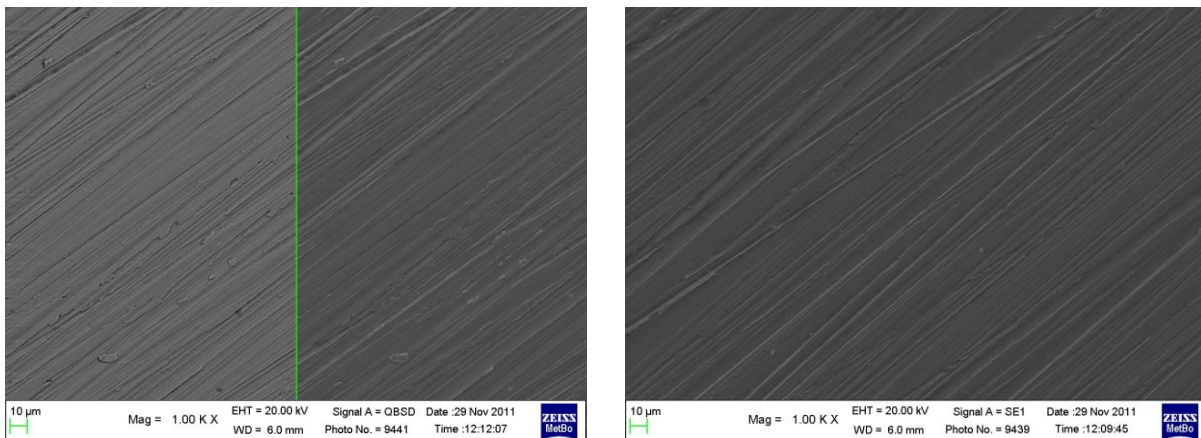


Figura 4.11: immagini del cilindro non esercito al SEM.

Prove di microdurezza

Come si evince dalla figura 4.12 lo spessore di cementazione efficace risulta essere di circa 0,4 mm, inferiore quindi a quello richiesto pari a 0,8 mm ($\pm 0,15$ mm). Questa discrepanza è probabilmente dovuta all'asportazione di materiale a seguito dell'operazione di rettifica: si rileva infatti che nella zona adiacente a quella di contatto (Fig. 4.12), in cui la rettifica ha presumibilmente asportato un minore spessore di materiale, il profilo di durezza mostra uno spessore efficace superiore (circa 0,6 mm) ed un maggiore spessore a durezza elevata (circa 0,2 mm con $HV_1 \geq 750$) nella zona più esterna dello strato cementato.

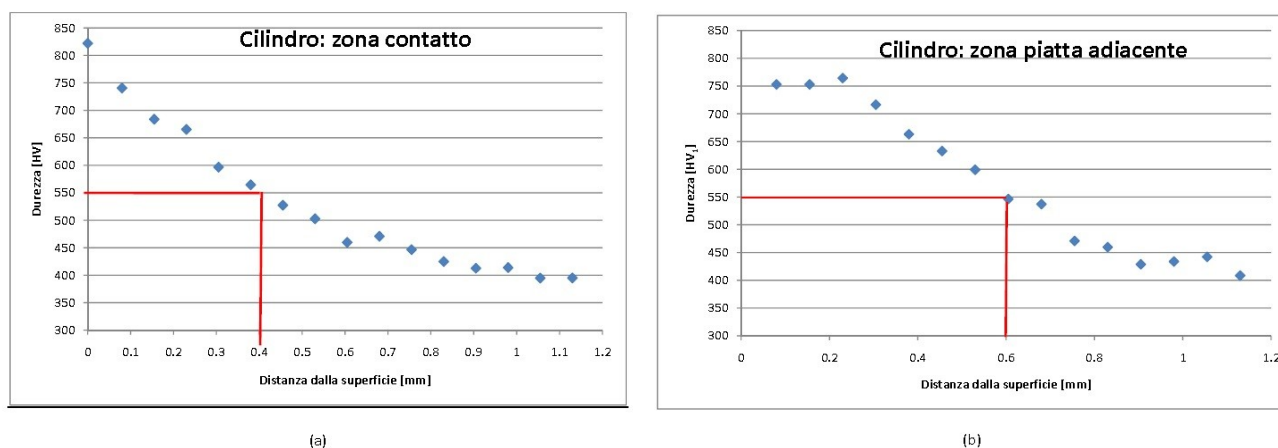


Figura 4.12: profilo di durezza del cilindro (HV_1) cementato e temprato con indicazione dello spessore efficace di cementazione: zona di contatto con l'albero (a) e superficie adiacente (b).

Osservazione al microscopio ottico

Di seguito sono riportate micrografie rappresentative della microstruttura, ottenute col microscopio ottico a diversi ingrandimenti, relative alla zona cementata e a cuore del cilindro. Nella zona cementata si vede chiaramente la microstruttura martensitica, mentre a cuore la microstruttura è martensitica con zone ferritiche.

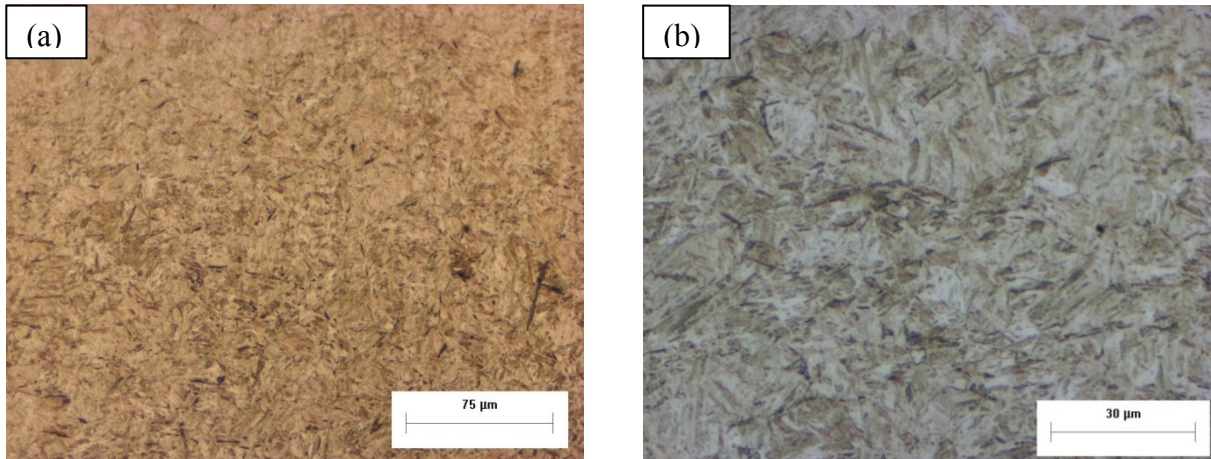


Figura 4.13: zona cementata ad un ingrandimento di 20x1 (a) e 50x1 (b).

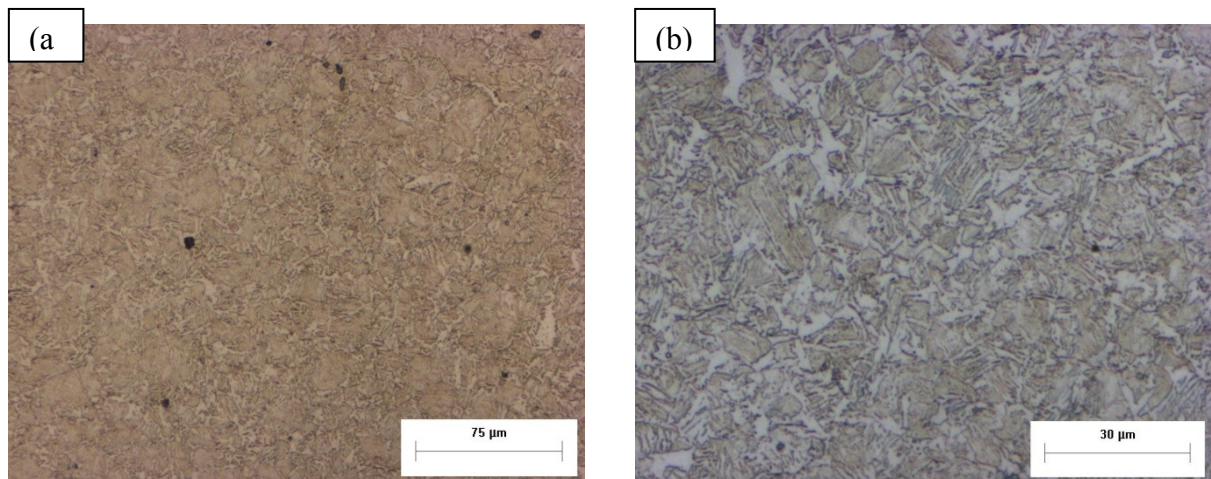


Figura 4.14: zona a cuore ad un ingrandimento di 20x1 (a) e 50x1 (b).

Analisi XRD

La percentuale di austenite residua è stata valutata mediante analisi XRD su due diversi cilindri usati per le prove a banco (fig. 4.15), dove risulta essere pari al 9 ± 3 vol% e 15 ± 3 vol% rispettivamente, valori del tutto accettabili che rientrano all'interno del range consentito (15-30 vol%).

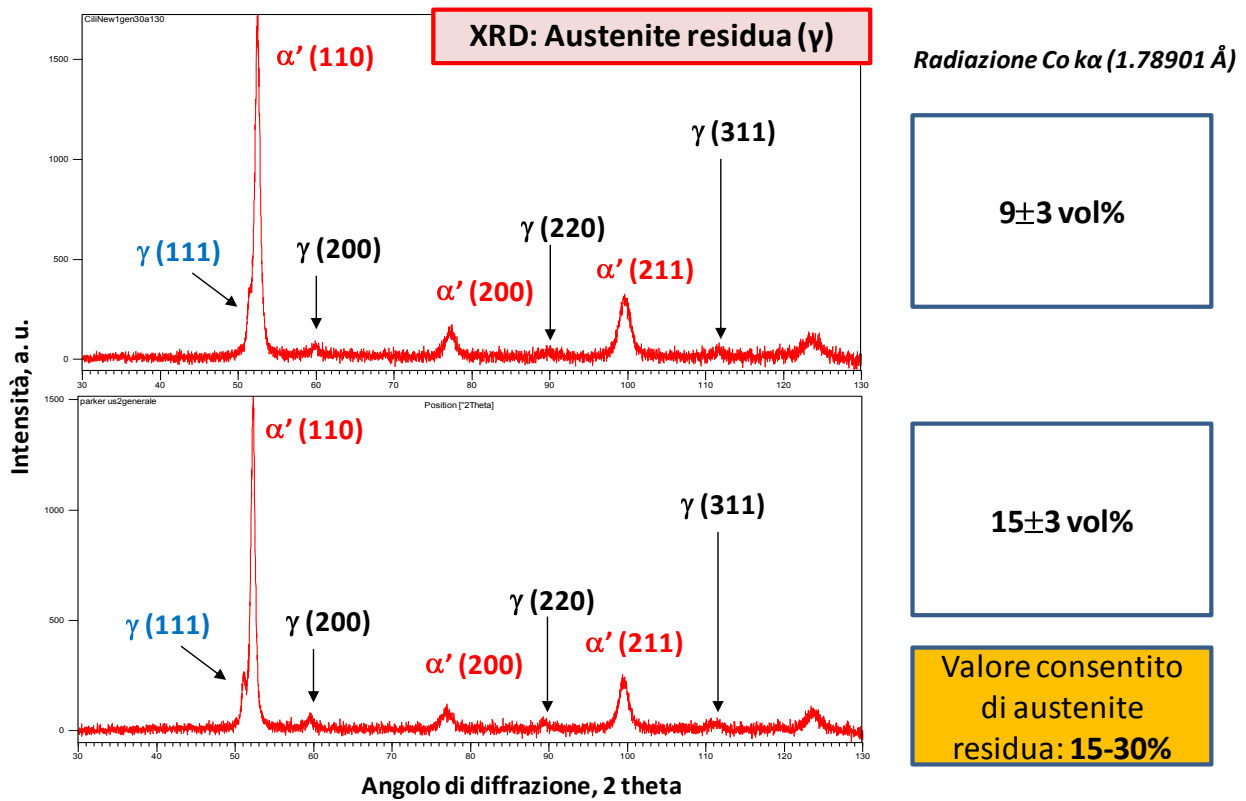


Figura 4.5: spettro XRD ($Cu\ K\alpha$) per individuare la presenza di austenite residua sullo strato cementato dei cilindri telescopici.

4.5.1.2 Albero eccentrico (36CrNiMo4)

Osservazione al microscopio ottico della sezione trasversale

Dalla figura 4.16 si osserva la caratteristica morfologia a lamelle (derivante dal meccanismo di crescita per accumulo di particelle solidificate dette “splat”, accompagnate da porosità, microcricche e particelle non fuse (dalla tipica morfologia tondeggianti). Ulteriori dettagli sono visibili nelle immagini SEM e nelle mappe EDS di distribuzione elementare riportate di seguito, che hanno permesso di caratterizzare in modo completo lo strato termo-spruzzato.

Lo spessore medio del rivestimento, misurato utilizzando il software di analisi di immagine Image-pro-plus 4.0, è di 313 μm con una deviazione standard di $\pm 15 \mu\text{m}$.

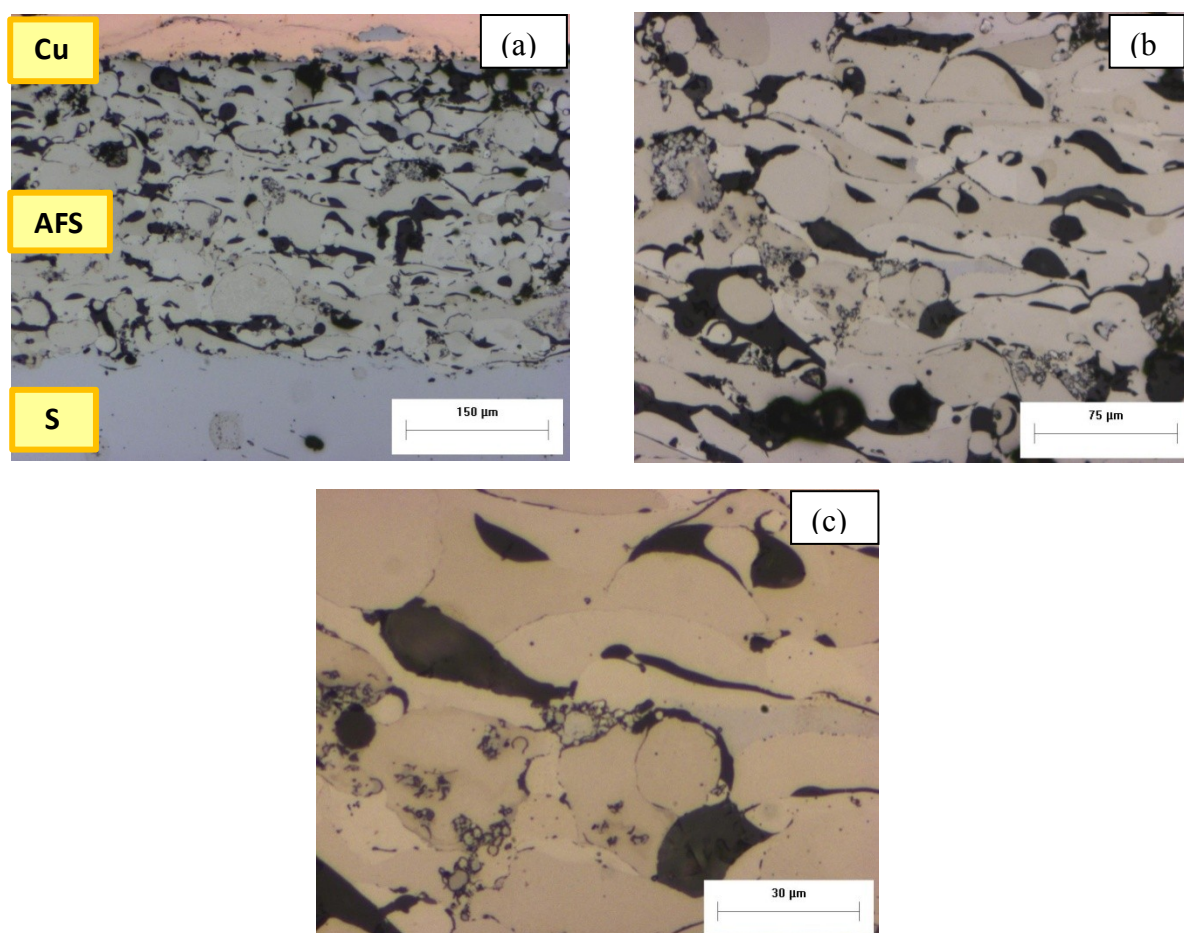


Figura 4.16: micrografie relative alla sezione trasversale dell'albero rivestito non esercito ottenute col microscopio ottico ad ingrandimenti di 10x1 (a), 20x1 (b) e 50x1 (c).

Osservazione al SEM

Di seguito sono riportate le immagini al SEM (Fig. 4.17 e 4.19) e le mappe EDS (fig. 4.18 e 4.20) relative alla superficie e alla sezione trasversale dell'albero rivestito.

Attraverso le immagini e le mappe della superficie (Fig. 4.17 e 4.18) si è risaliti alla morfologia superficiale del rivestimento. Osservando le immagini sottostanti si possono notare: la matrice a

base nichel; delle zone di colore grigio scuro (in elettroni retrodiffusi) ricche in nichel e alluminio; delle zone nere tondeggianti di ossido di alluminio; delle particelle di forma irregolare bianche costituite da molibdeno metallico e delle particelle non fuse aventi forme arrotondate. Sono inoltre evidenti i segni dovuti alla lavorazione di rettifica, le microcricche e le porosità (immagine in elettroni secondari) caratteristiche intrinseche dello strato rivestito.

Nella sezione trasversale (fig. 4.19) si osservano partendo dal basso: il substrato, il rivestimento, lo strato di rame e la resina.

Le mappe EDS (fig. 4.18 e 4.20) mostrano una distribuzione uniforme di elementi come nichel, cromo e silicio nella matrice del rivestimento, mentre molibdeno, boro e carbonio risultano concentrati in aree definite e si nota la presenza di aree a base di ossido di alluminio.

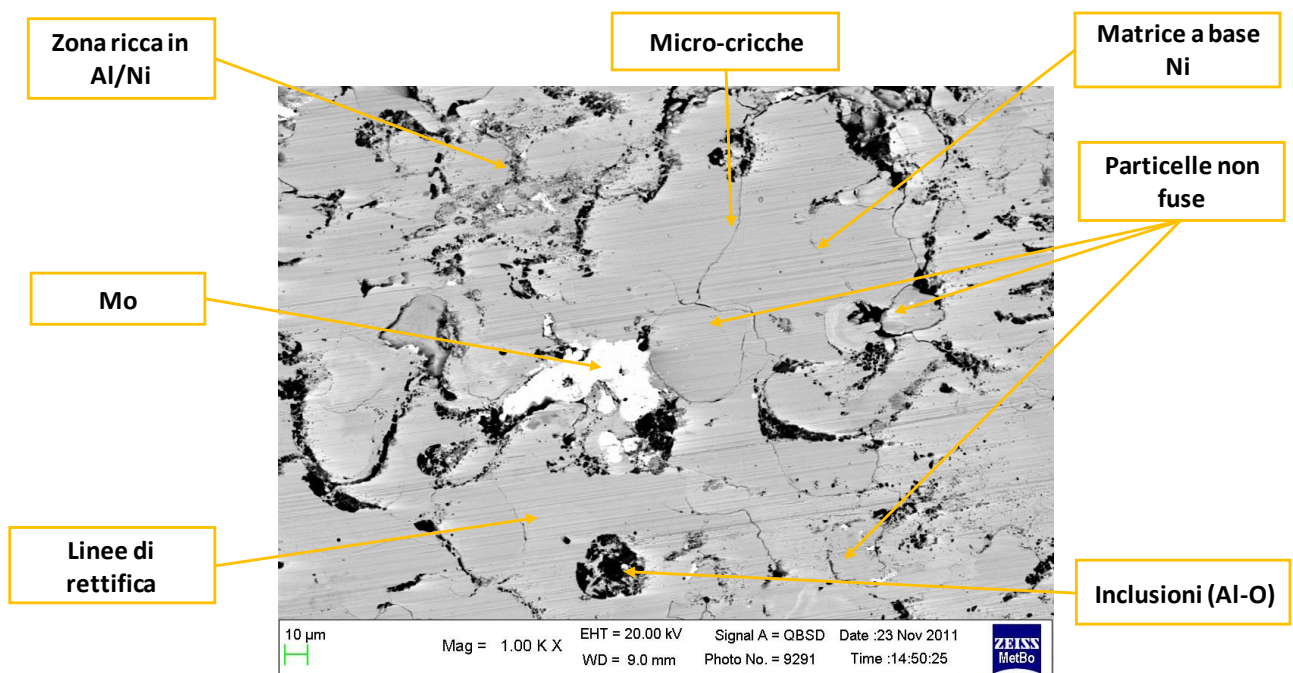


Figura 4.17: immagine SEM della superficie del rivestimento in elettroni retro diffusi (QBSD).

Sono indicate le morfologiche tipiche di un rivestimento Thermal Spray.

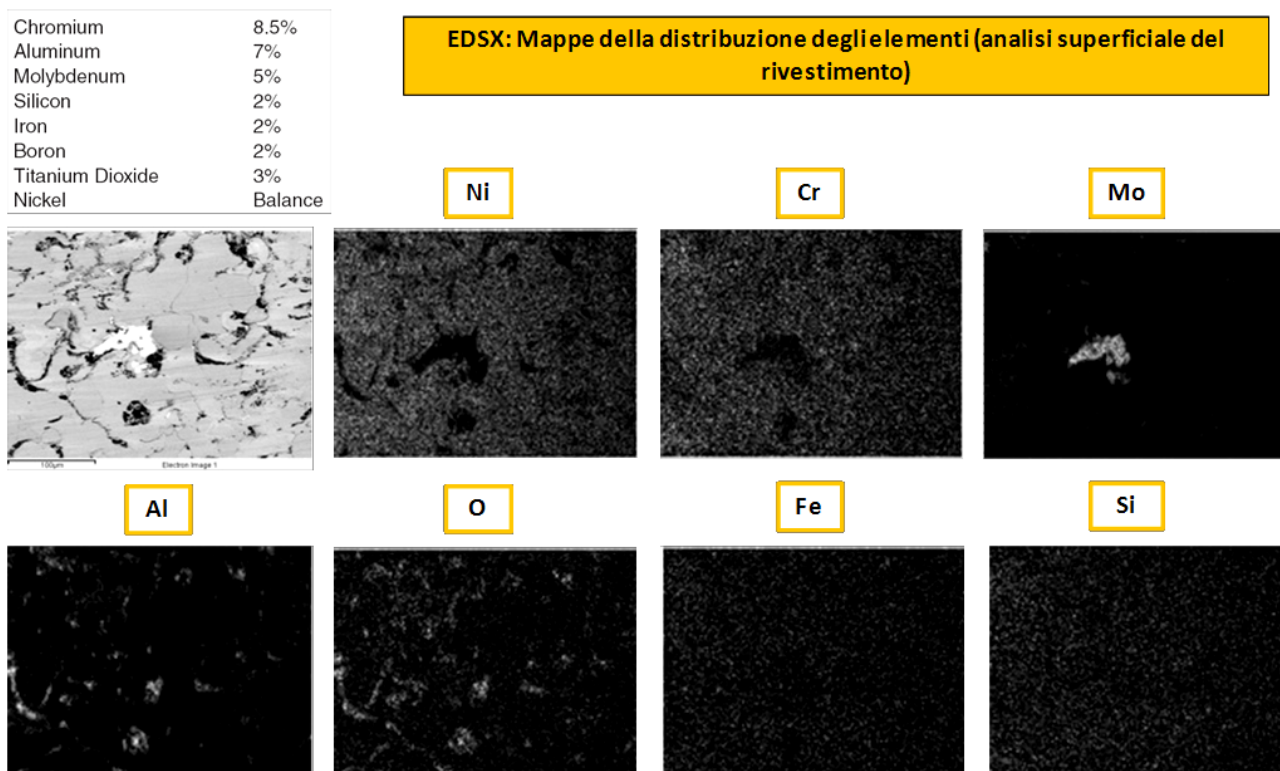


Figura 4.18: mappe EDS relative alla superficie del rivestimento. La mappa mostra una distribuzione uniforme di elementi come Ni, Cr e Si nella matrice del rivestimento, mentre Mo risulta concentrato in aree definite e si nota la presenza di aree a base di ossido di Al.

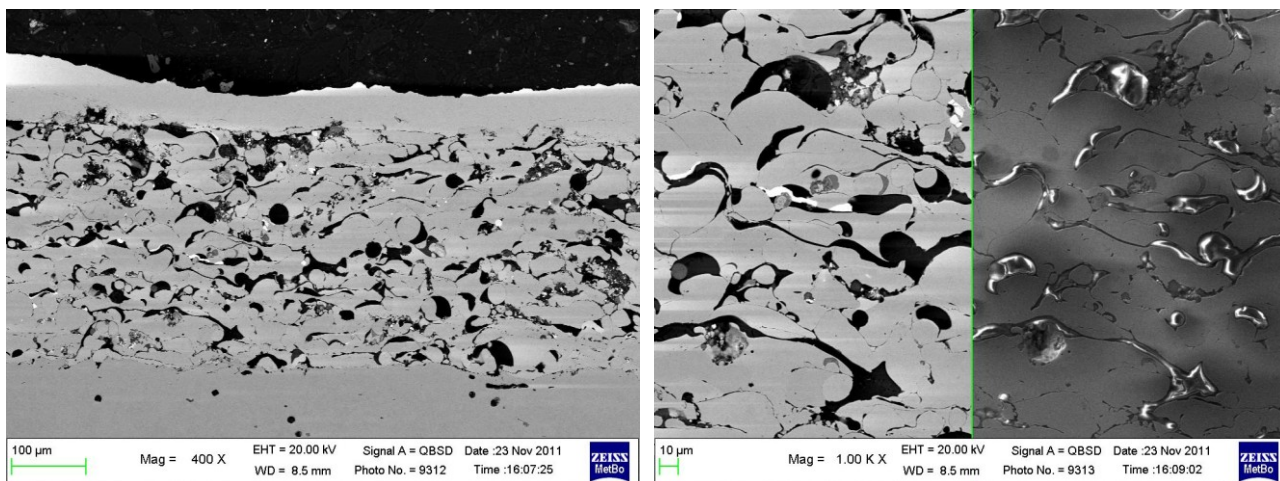


Figura 4.19: immagini SEM della sezione metallografica trasversale.

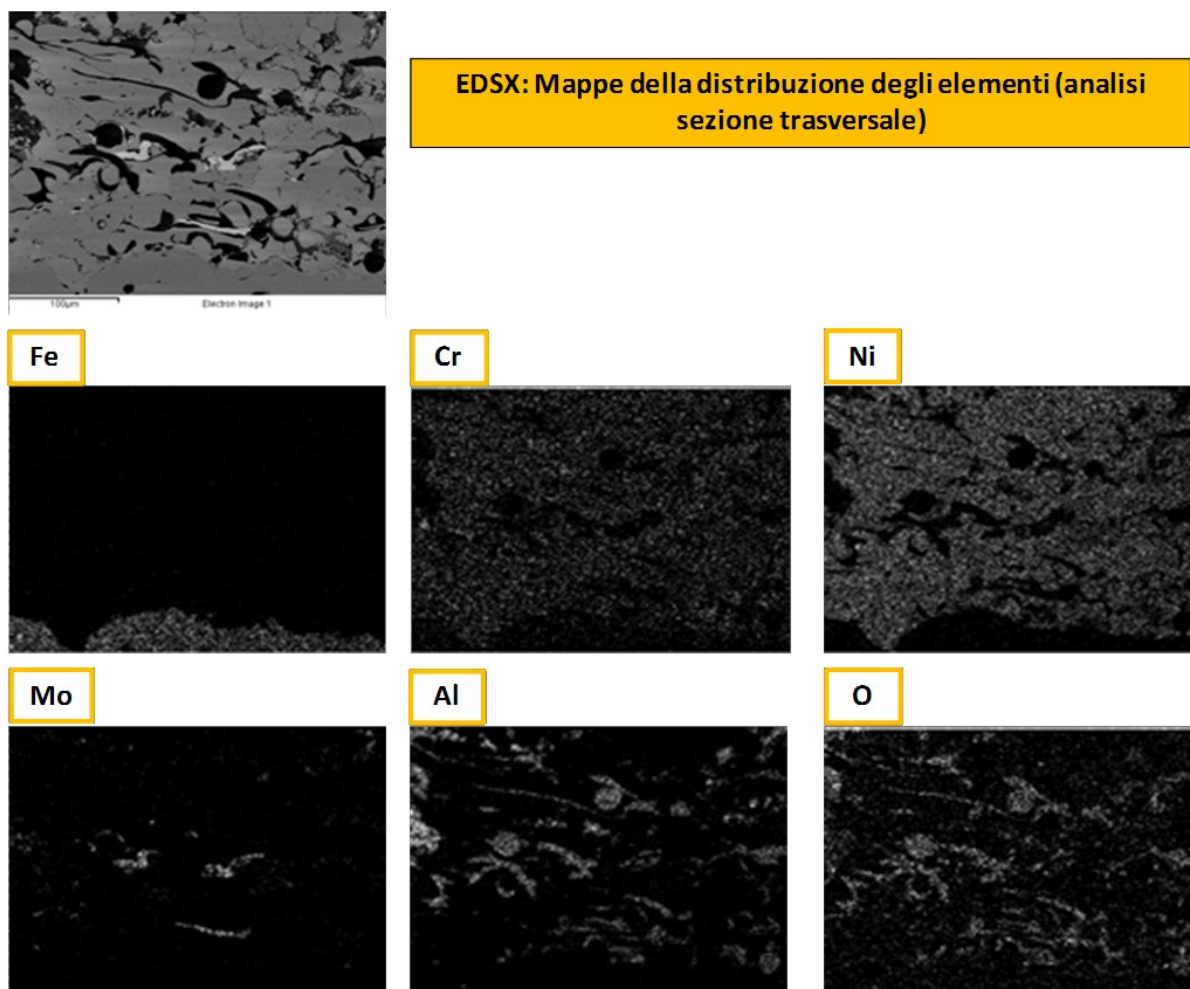


Figura 4.20: mappe EDS relative alla sezione trasversale del rivestimento.

Spettro XRD

L'analisi XRD effettuata su un campione della superficie dell'albero rivestito identifica le fasi principali presenti che sono nichel e boruri di nichel (Ni_3B).

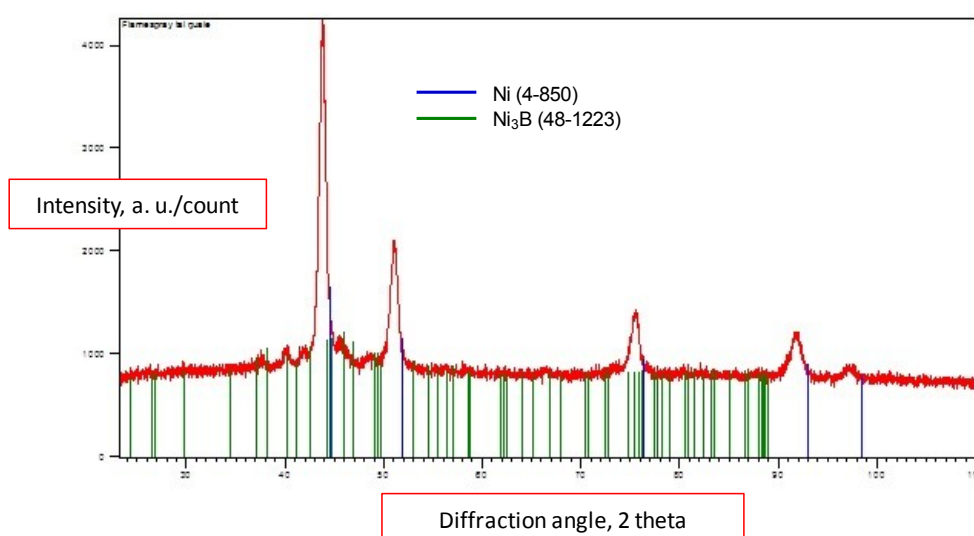


Figura 4.21: spettro XRD (Cu K α) della superficie libera dell'albero rivestito flame spray.

4.5.2 Caratterizzazione del materiale usurato dopo prima prova al banco

4.5.2.1 Cilindri (20MnV6)

Osservazione al SEM

Le immagini al SEM del cilindro usurato a vari ingrandimenti evidenziano le solcature dovute alla rettifica e quelle dovute all'usura in esercizio (fig. 4.22, 4.23); le prime presentano una stessa direzione ed una spaziatura regolare. La figura 4.23 ad un ingrandimento di 1000 X mostra i solchi di abrasione, provocati probabilmente da particelle abrasive distaccatesi dal rivestimento. In primo piano si riconosce il punto di uscita della particella dal solco.

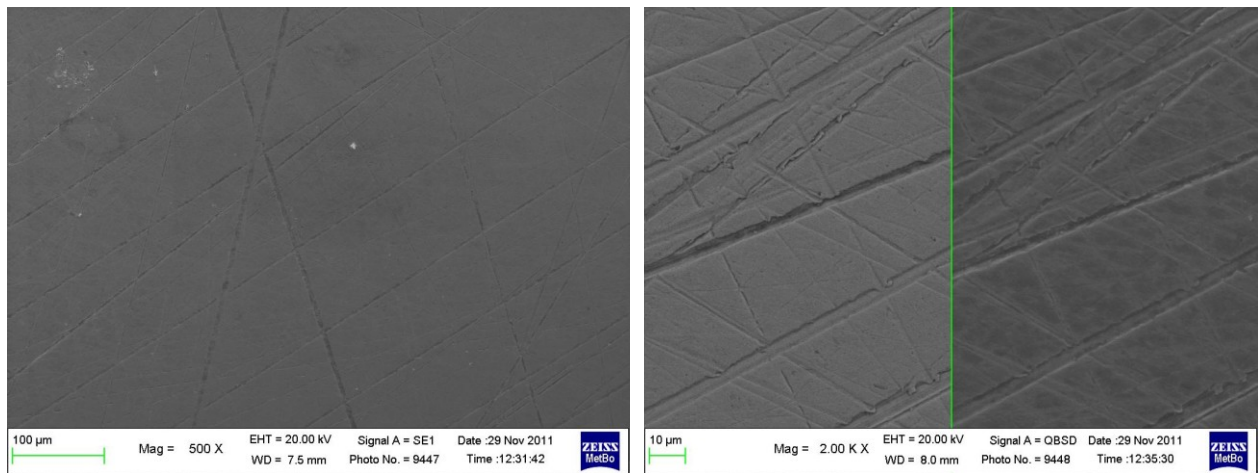


Figura 4.22: immagini SEM della superficie di contatto del cilindro.

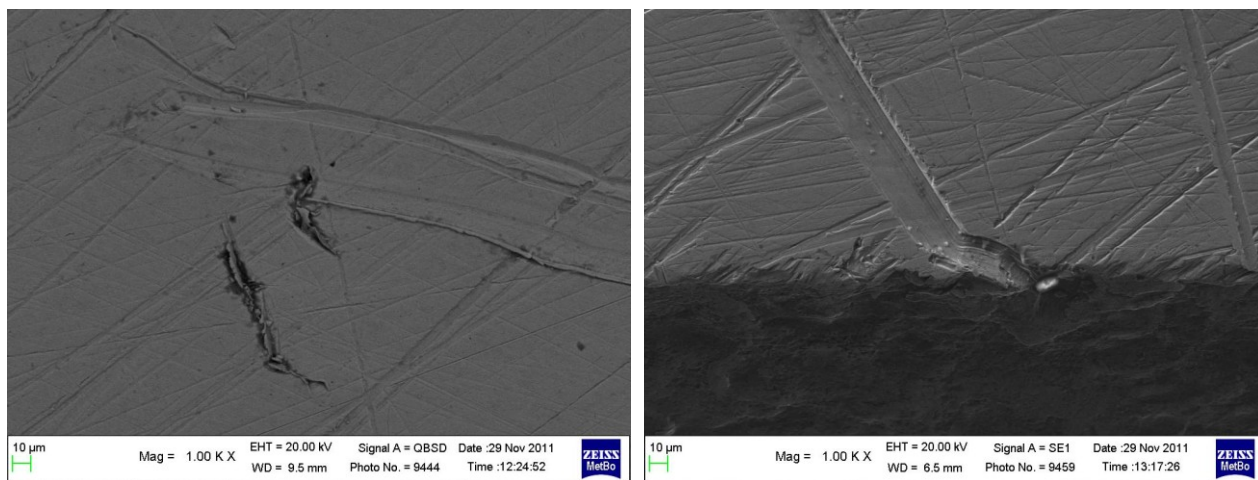


Figura 4.23: immagine SEM della superficie di contatto del cilindro, forte solcatura.

4.5.2.2 Albero eccentrico (36CrNiMo4)

La superficie dell'albero usurato mostra la formazione di due piste parallele, di colore scuro (possibile indice di ossidazione della superficie), localizzate nelle fasce esterne rispetto alla zona di contatto (fig. 4.24). In corrispondenza di queste piste, si rileva una più intensa tendenza alla solcatura, accompagnata in qualche caso dal distacco di frammenti del rivestimento ("scalfittura"). Alle piste "ossidate" si affiancano talvolta piste "lucide", dove l'usura ha portato apparentemente ad un calo della rugosità superficiale. Al centro dell'albero si osservano segni ad arco che riprendono il profilo dei cilindri. Per una più approfondita interpretazione dei meccanismi di usura, sono state eseguite le osservazioni SEM riportate di seguito.

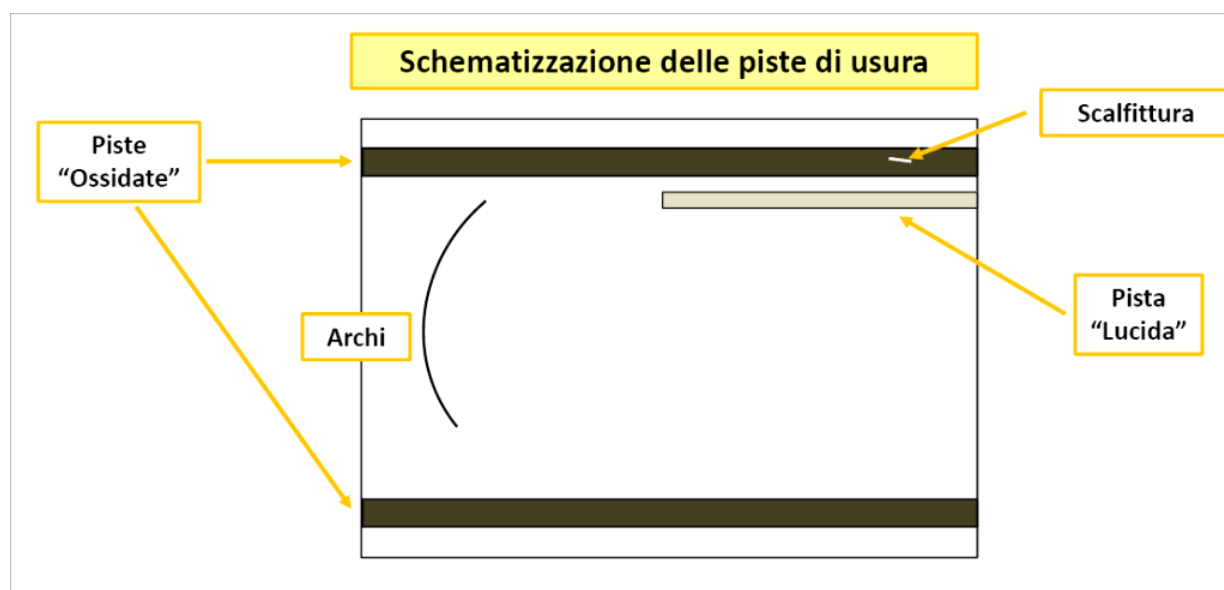


Figura 4.24: schema sintetico delle caratteristiche morfologiche principali relative alla superficie dell'albero rivestito, dopo prova di usura a banco.

Osservazione al SEM

Le immagini di figura 4.25 sono relative a zone distanti dalle piste di usura.

Le immagini di figura 4.26 documentano le "scalfitture" individuate in prossimità delle piste. In fig. 4.27 sono riportate immagini relative alle zone soggette a forte deformazione plastica che comporta il distacco di frammenti del rivestimento termo-spruzzato che andranno a costituire corpi abrasivi.

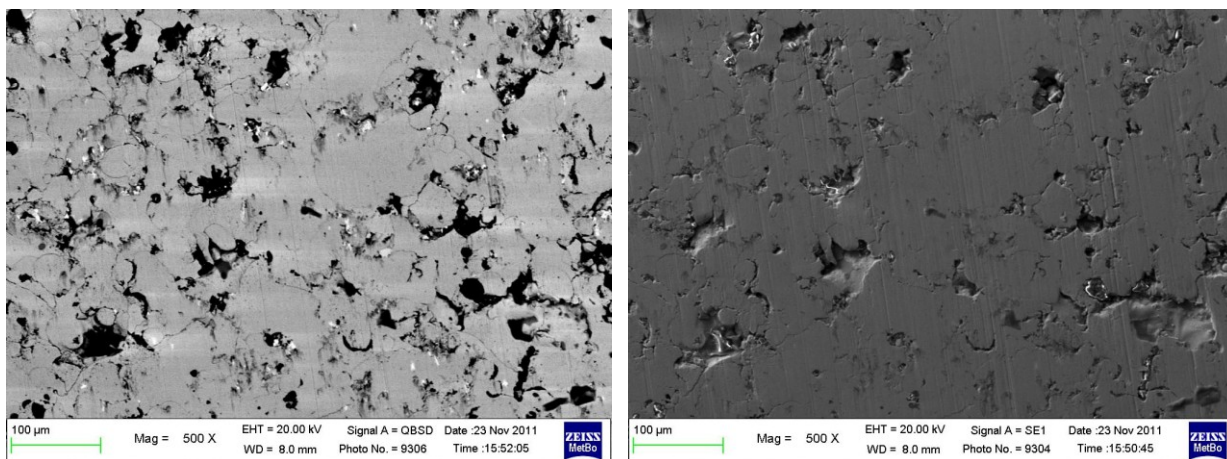


Figura 4.25: immagini SEM di zone lontane dalle piste di usura in elettroni retrodiffusi e secondari (500X).

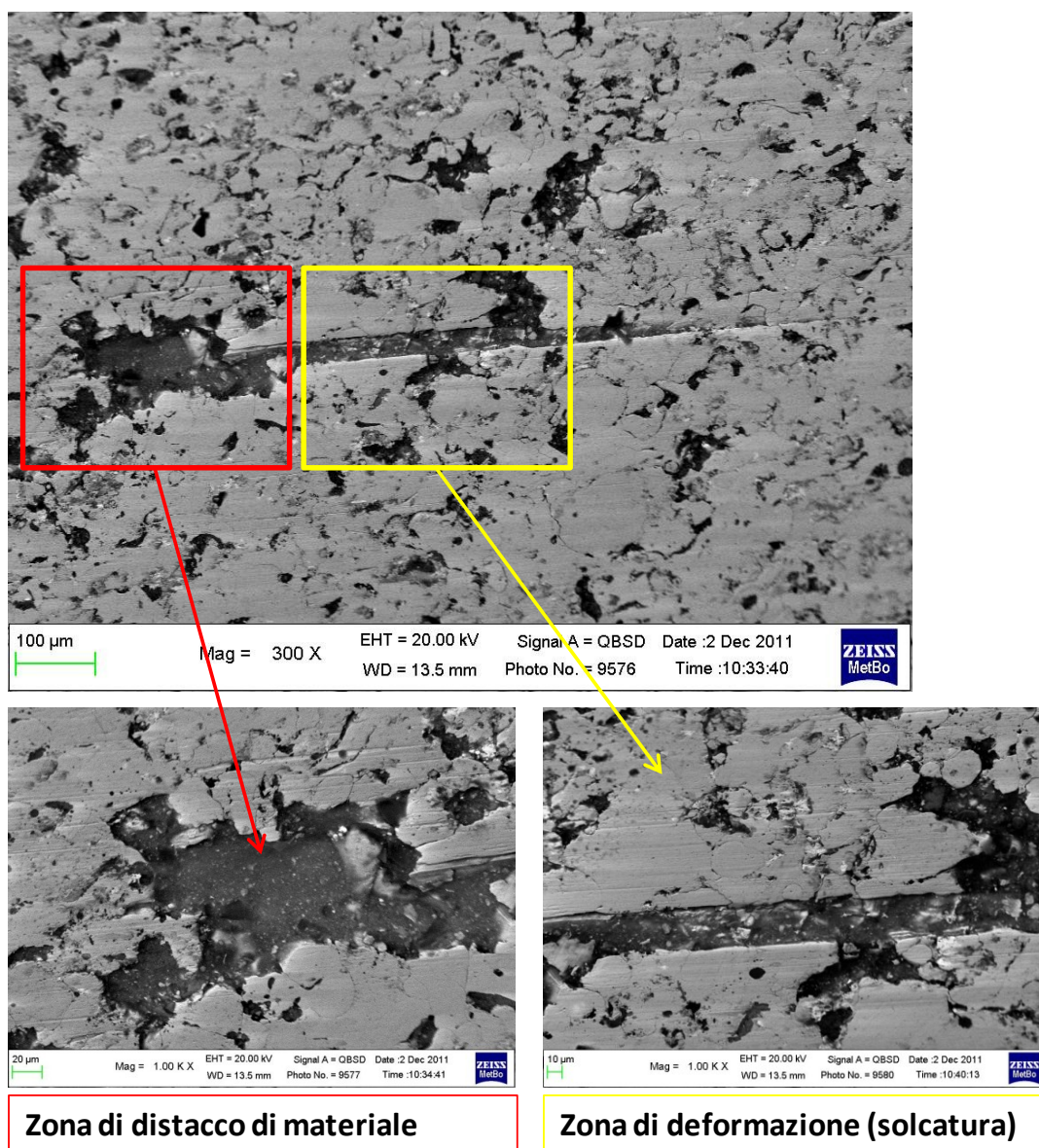


Figura 4.26: immagini SEM relative ad una "scalfittura" in prossimità di una pista di usura. Si distinguono una zona di distacco del materiale ed una di deformazione.

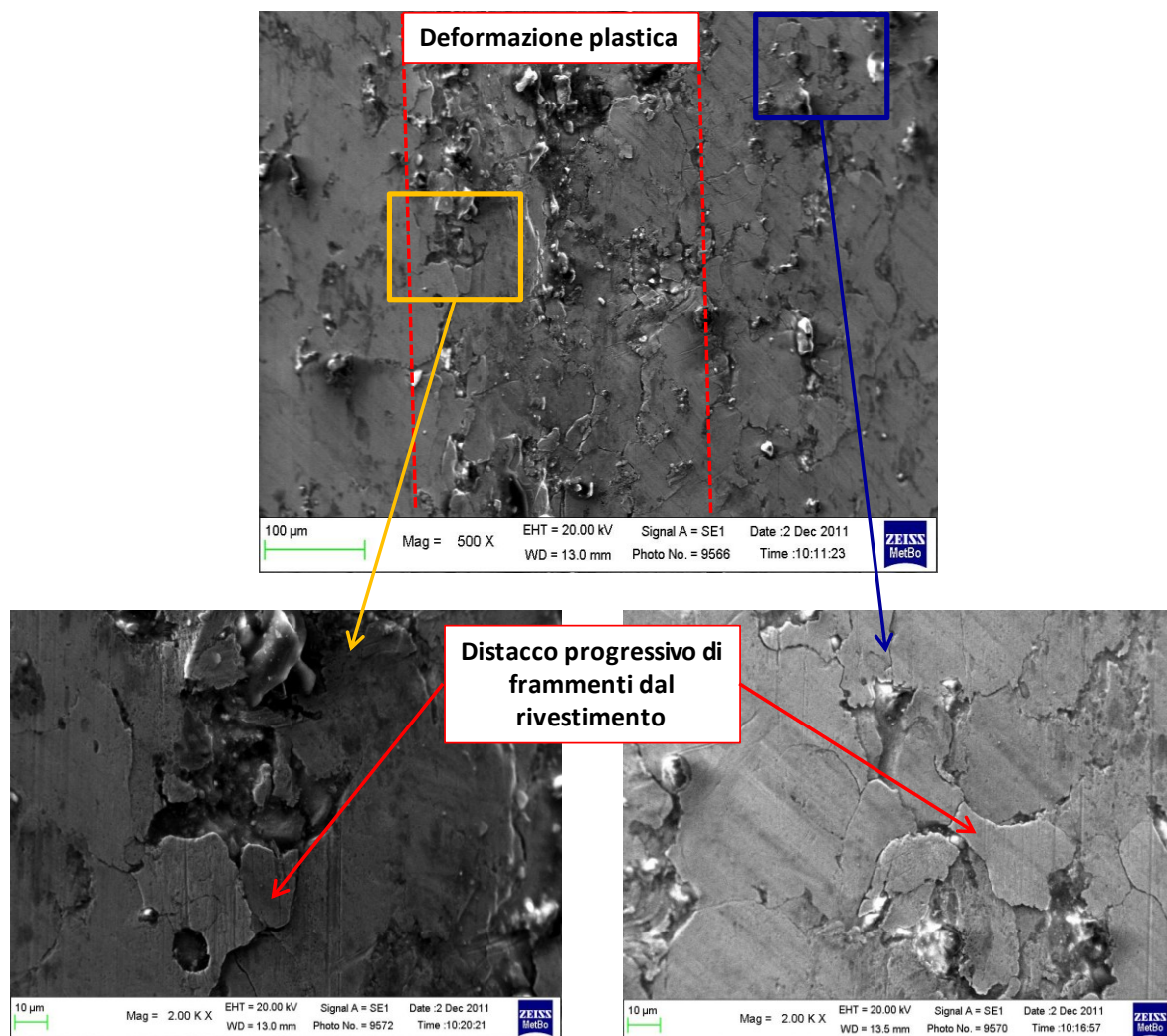


Figura 4.27:immagini al SEM relative ad una zona fortemente plasticizzata in cui si osservano aree di progressivo distacco di frammenti del rivestimento AFS.

L'osservazione SEM delle zone usurate sulla superficie dell'albero rivestito ha mostrato che le zone centrali non risultano significativamente modificate dallo strisciamento, che invece ha portato alla formazione di "piste" nelle zone dove presumibilmente si verificano condizioni di contatto più severe (es. maggiore pressione di contatto). In queste zone, la presenza di pori (tipici della microstruttura dei rivestimenti termo-spruzzati), ha dato luogo al trattenimento del fluido circolante nel motore. Inoltre, è in queste "piste" che si concentra il danneggiamento dello strato termo-spruzzato: si osserva infatti la presenza di zone in cui si è verificato il distacco di frammenti dal rivestimento, che hanno dato luogo a solcatura sia del rivestimento stesso che del cilindro antagonista (componente abrasiva nell'usura per strisciamento).

4.5.3 Caratterizzazione del materiale usurato dopo seconda prova al banco

4.5.3.1 Cilindri (20MnV6)

Osservazione al SEM

Le immagini che seguono, ottenute col microscopio elettronico a scansione, documentano uno stadio di usura più avanzato rispetto a quello che emergeva dall'analisi del materiale dopo la prima prova. La prima immagine di fig. 4.28 (a basso ingrandimento) mostra tutta la superficie osservata, ricavata da un cilindro. Si notano zone in cui sono evidenti le solcature e zone più lisce. Le solcature sono mostrate a ingrandimenti più elevati nella seconda immagine di fig. 4.28; è evidente la deformazione plastica.

Le immagini di fig. 4.29 mostrano due particelle estranee al cilindro: la prima è costituita essenzialmente da biossido di Titanio (come risulta anche dall'analisi EDS, figura e tabella), la seconda da allumina. L'immagine in elettroni retrodiffusi mostra il colore scuro della particella (caratteristico di elementi a basso numero atomico) mentre quella generata mediante l'acquisizione di elettroni secondari evidenzia la spigolosità della particella. L'immagine della particella di allumina è più significativa poichè mostra una parte più scura (allumina) e una più chiara, costituita dall'acciaio del cilindro abraso, aderente alla particella che l'ha rimosso. Ciò è confermato dall'analisi EDS.

Queste particelle provengono molto probabilmente dal rivestimento dell'albero, essendo costituite da elementi presenti nella composizione chimica del METCO 442.

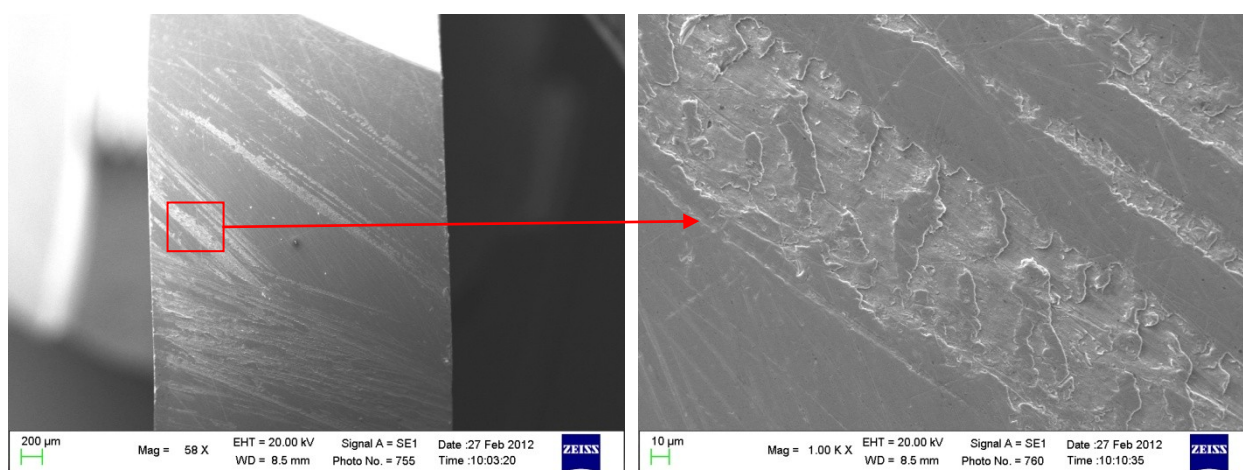


Figura 4.28: immagini SEM relative alla superficie di contatto del cilindro 58 e 1000 X.

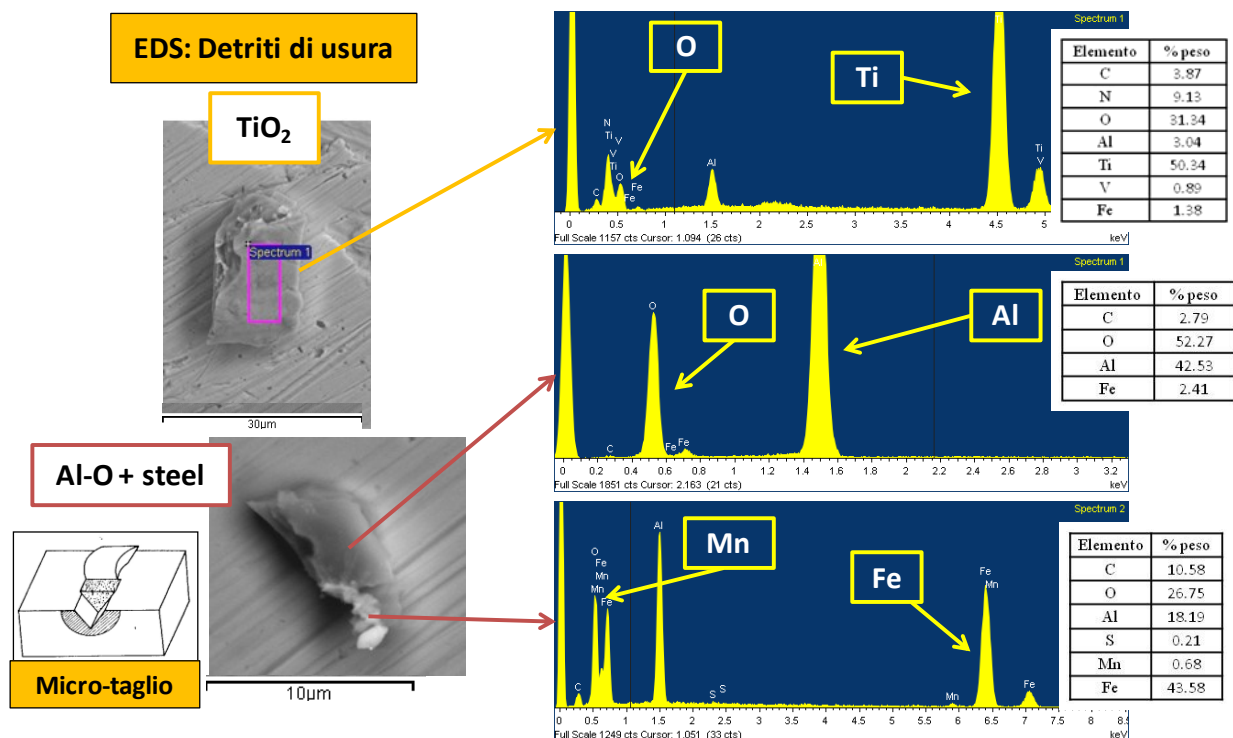


Figura 4.29: immagini SEM e analisi con sonda EDS relative ad una particella di biossido di titanio e ad una di allumina + acciaio.

4.5.3.2 Albero eccentrico (36CrNiMo4)

Osservazione al SEM

Le osservazioni fatte tramite SEM della superficie dell'albero in corrispondenza delle piste di usura mostrano un'usura leggermente più marcata rispetto alla prova precedente. Dall'immagine di fig. 4.30 si vede il danneggiamento sulle piste di usura, in particolare è osservabile una zona con estesa deformazione plastica del rivestimento, all'interno della quale sono presenti cricche, frammenti predisposti al distacco e zone di distacco del materiale (fig. 4.31).

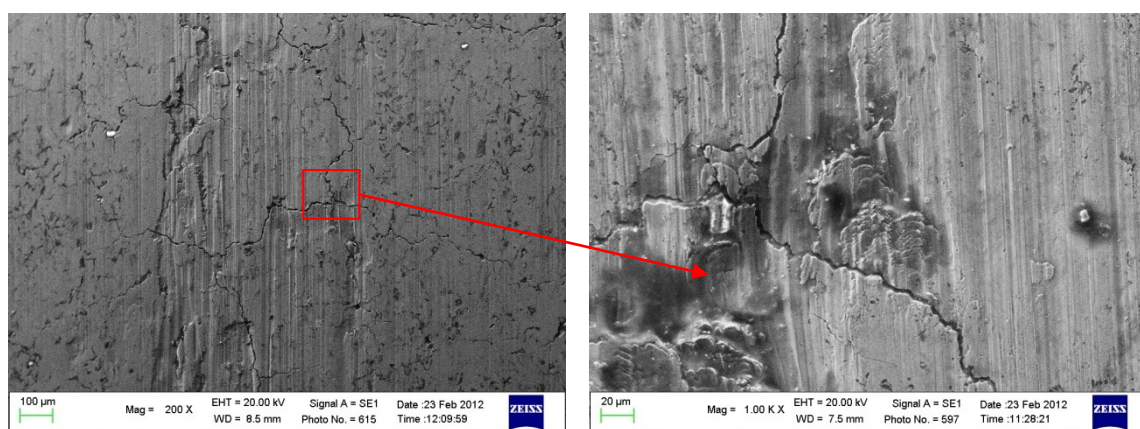


Figura 4.30: immagini SEM a 200 X e 1000 X che mostrano l'inizio della pista di usura e la modalità di danneggiamento caratterizzata da forti deformazione plastica

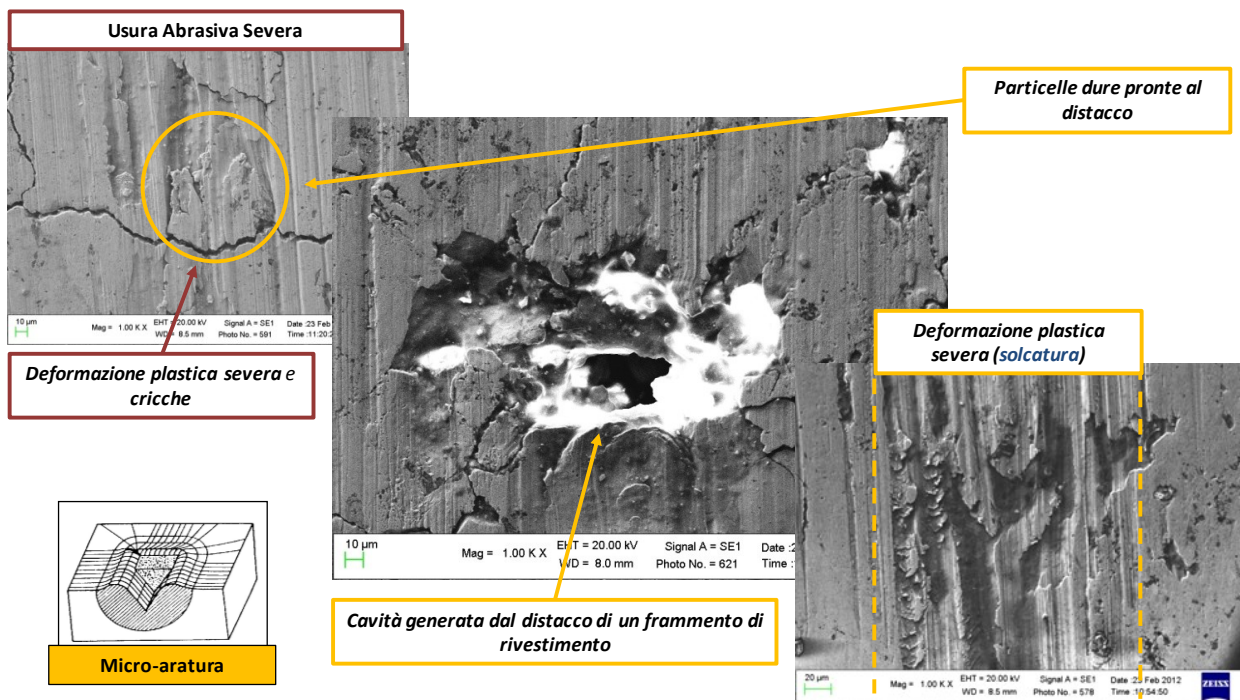


Figura 4.31: immagini SEM che evidenziano la modalità di danneggiamento: deformazione plastica severa con presenza di cavità generate dal distacco di frammenti provenienti dal rivestimento termo spruzzato,

4.6 CONFRONTO RIASSUNTIVO

Di seguito si riportano alcune immagini significative (ottenute al SEM ad un ingrandimento di 1000 X) del materiale "tal quale", usurato dopo prima prova e usurato dopo seconda prova, messe a confronto tra loro.

Dalla figura 4.32 è ben evidente l'avanzamento dello stato di usura del cilindro passando dal materiale "tal quale" a quello usurato dopo la seconda prova. Nell'immagine relativa al materiale "tal quale" si vedono le righe regolari ed equispaziate dovute alla lavorazione di rettifica. Passando alle immagini relative al materiale usurato dopo la prima prova le righe di rettifica sono meno evidenti a causa della micro-lucidatura generata dallo strisciamento dei due materiali, mentre emergono delle solcature più profonde e irregolari dovute all'usura. Le immagini dei cilindri usurati dopo la seconda prova infine, mostrano solcature più diffuse e marcate con evidente deformazione plastica del materiale.

Anche per quanto riguarda l'albero, seppur in maniera meno evidente rispetto al cilindro, si può notare l'avanzamento dello stato di usura (fig. 4.33). Passando dall'immagine relativa al "tal quale" a quelle dell'usurato dopo la prima prova, si vede la comparsa di solcature in diverse direzioni. Nelle ultime immagini si notano solcature più profonde e l'accentuarsi delle cricche che provocano il distacco di particelle dal rivestimento, che andranno a costituire un terzo corpo tra i due componenti, innescando fenomeni di usura abrasiva.

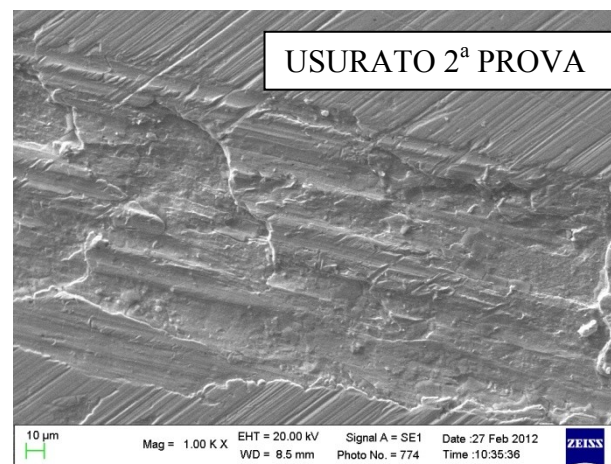
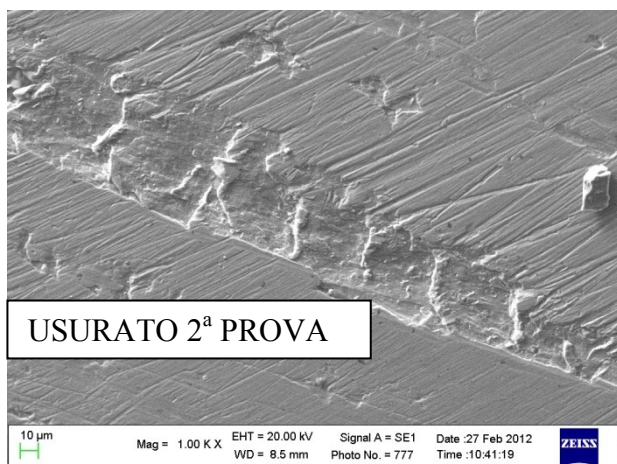
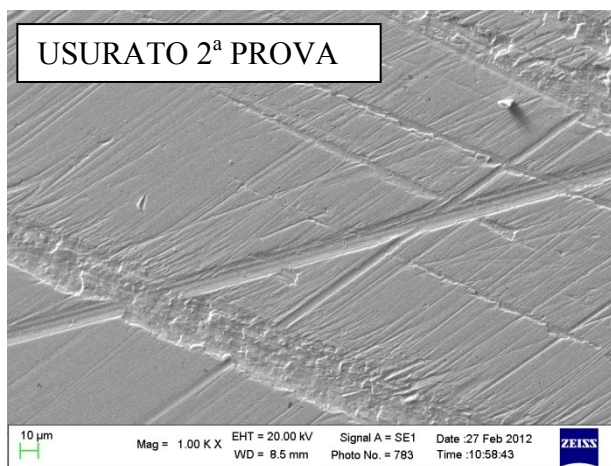
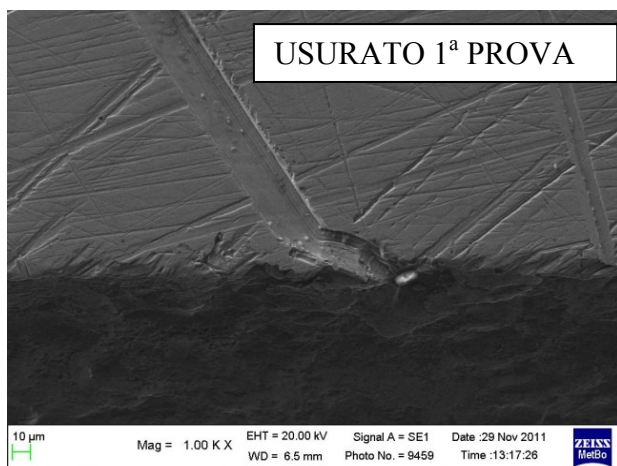
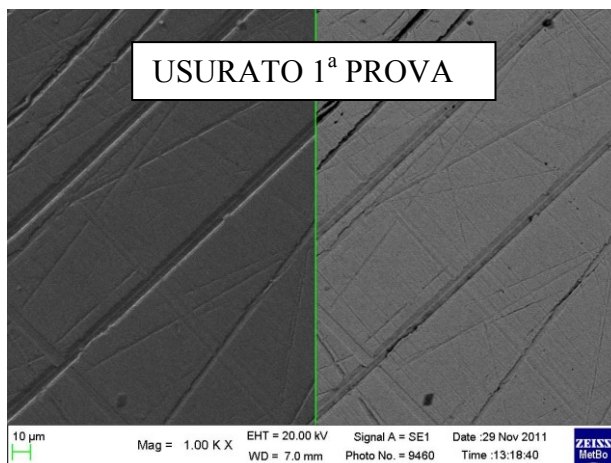
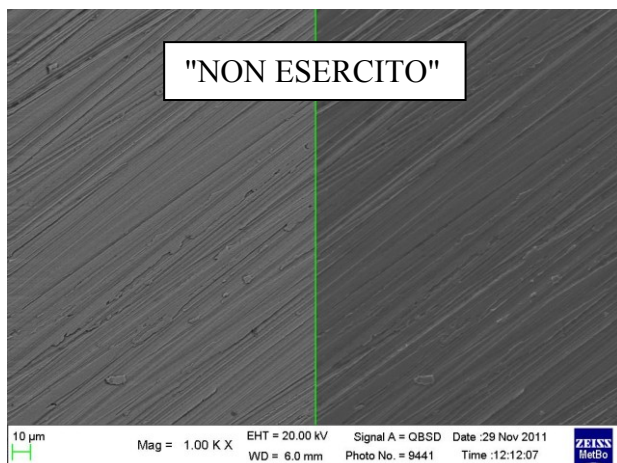


Figura 4.32: immagini al SEM ad un ingrandimento di 1000 X del cilindro "tal quale", usurato dopo la prima prova e usurato dopo la seconda prova.

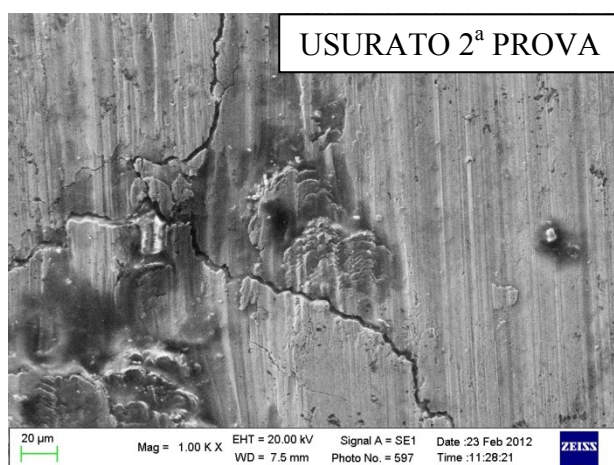
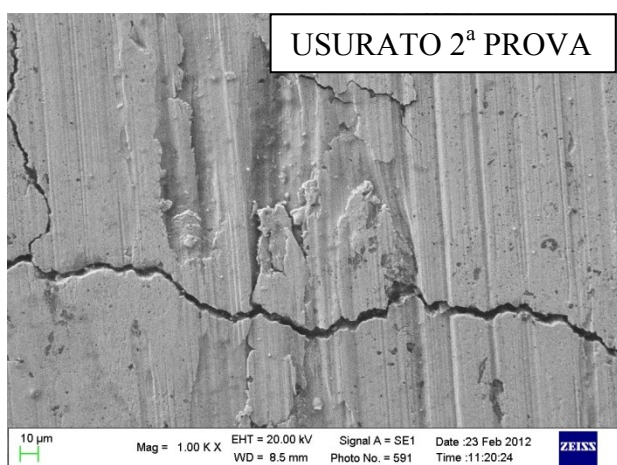
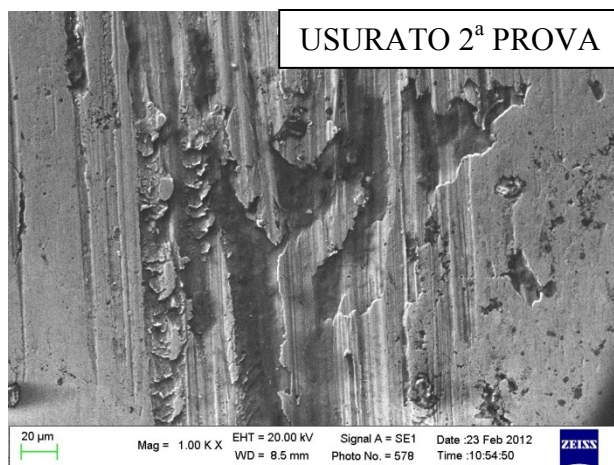
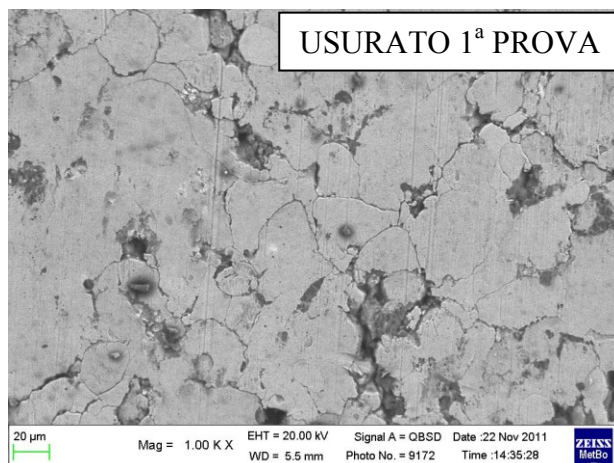
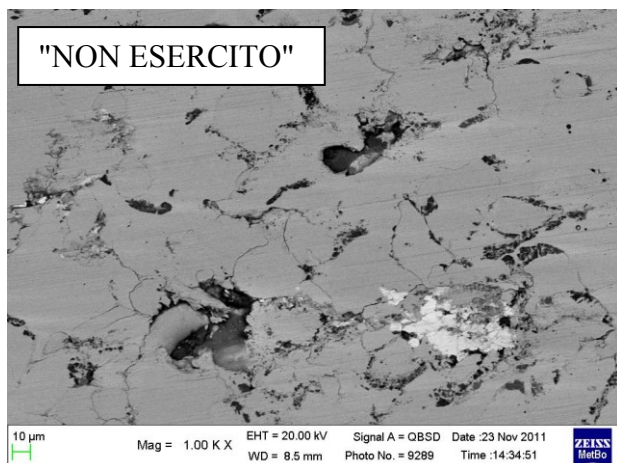


Figura 4.33: immagini al SEM ad un ingrandimento di 1000 X dell'albero "tal quale", usurato dopo la prima prova e usurato dopo la seconda prova.

4.7 PROVE TRIBOLOGICHE

Sono riportati di seguito i risultati della caratterizzazione pre-prova effettuata sui materiali da sottoporre alle prove tribologiche di strisciamento non lubrificato (geometria pattino su cilindro).

4.7.1 Durezza

Sulle quattro barrette di acciaio da cementazione 20MnV6 utilizzate per le prove tribologiche sono state effettuate prove di durezza HRC alle estremità di ogni faccia.

I valori ottenuti sono riportati in tabella 4.11, con il calcolo dei valori medi e delle deviazioni standard per ogni barretta. Le misure risultano omogenee: i valori medi infatti variano da 62,1 a 62,8 HRC.

Sui cilindri in acciaio da bonifica rivestito con Metco 442 termospruzzato a fiamma non sono state effettuate prove di durezza, data la difficoltà di effettuarle su una superficie curva, ma soprattutto a causa della disomogeneità del rivestimento che avrebbe dato valori non significativi.

Provino	Durezza [HRC]	
	Medie	Dev. St.
1	62,4	0,5
2	62,8	0,4
3	62,6	0,7
4	62,1	0,9

Tabella 4.11: Durezze HRC delle barrette tribologiche

4.7.2 Rugosità

Prima delle prove sia sulle barrette che sui cilindri sono state effettuate misure di rugosità tramite il profilometro a stilo. Sulle barrette sono state effettuate, per ogni faccia, due misure in direzione longitudinale e due in direzione trasversale, mentre sul cilindro ne sono state fatte tre, lungo tre generatrici diverse. I valori della rugosità media aritmetica R_a ottenuti sono riportati nelle tabelle 4.12, 4.13 e 4.14. Dalla tabella 4.13 si vede come le rugosità delle barrette siano abbastanza omogenee e con valori molto bassi.

Rugosità R_a [μm] barrette								
	Longitudinale				Trasversale			
	Lato A	Lato B	Lato C	Lato D	Lato A	Lato B	Lato C	Lato D
Provino 1	0,17	0,28	0,23	0,23	0,33	0,35	0,36	0,29
	0,10	0,17	0,08	0,1	0,42	0,27	0,31	0,37
Media	0,14	0,23	0,16	0,17	0,38	0,31	0,34	0,33
Dev. St.	0,05	0,08	0,11	0,09	0,06	0,06	0,04	0,06
Provino 2	0,16	0,22	0,2	0,25	0,39	0,30	0,3	0,33
	0,15	0,13	0,11	0,22	0,34	0,28	0,31	0,36
Media	0,16	0,18	0,16	0,24	0,37	0,29	0,31	0,35
Dev. St.	0,01	0,06	0,06	0,02	0,04	0,01	0,01	0,02
Provino 3	0,14	0,21	0,20	0,24	0,31	0,29	0,24	0,39
	0,13	0,09	0,14	0,19	0,27	0,29	0,28	0,3
Media	0,14	0,15	0,17	0,22	0,29	0,29	0,26	0,35
Dev. St.	0,01	0,08	0,04	0,04	0,03	0,00	0,03	0,06
Provino 4	0,19	0,19	0,15	0,22	0,41	0,29	0,3	0,33
	0,13	0,09	0,10	0,09	0,37	0,27	0,31	0,31
Media	0,16	0,14	0,13	0,16	0,39	0,28	0,31	0,32
Dev. St.	0,04	0,07	0,04	0,09	0,03	0,01	0,01	0,01

Tabella 4.12: rugosità delle barrette in direzione longitudinale e trasversale.

Rugosità R_a [μm] media barrette				
Longitudinale				
	Media	Dev. St.	Media	Dev. St.
Provino 1	0,17	0,04	0,34	0,03
Provino 2	0,18	0,04	0,33	0,03
Provino 3	0,17	0,03	0,30	0,04
Provino 4	0,15	0,02	0,32	0,05

Tabella 4.13: valori medi e deviazioni standard della rugosità per ogni provino

Rugosità R_a [μm] cilindri	
Misura	Cilindro
1	0,19
2	0,26
3	0,23
Media	0,23
Dev. St.	0,04

Tabella 4.14: rugosità del cilindro.

4.7.3 Coefficiente d'attrito

In figura 4.34 sono riportati gli andamenti del coefficiente di attrito per le prove più significative eseguite per un percorso di 5000 m, con carichi crescenti di 10, 20, 30 e 40 N. Si può notare, al di là dei singoli andamenti, come il coefficiente d'attrito finale cresca all'aumentare del carico. Si può inoltre osservare come la fase di transizione, con una crescita più brusca del coefficiente d'attrito, avvenga per percorsi sempre più brevi all'aumentare del carico.

La figura 4.35 illustra gli andamenti del coefficiente d'attrito relativi a prove eseguite con un carico di 10 N per una distanza di 5000, 1000 e 20000 m. Si nota come il coefficiente raggiunga valori sempre più alti all'aumentare del percorso. Una delle prove a 20000 m riportate presenta nella parte finale un brusco aumento del coefficiente d'attrito, che raggiunge valori prossimi a 0,8, dovuta probabilmente a una transizione nel meccanismo di usura.

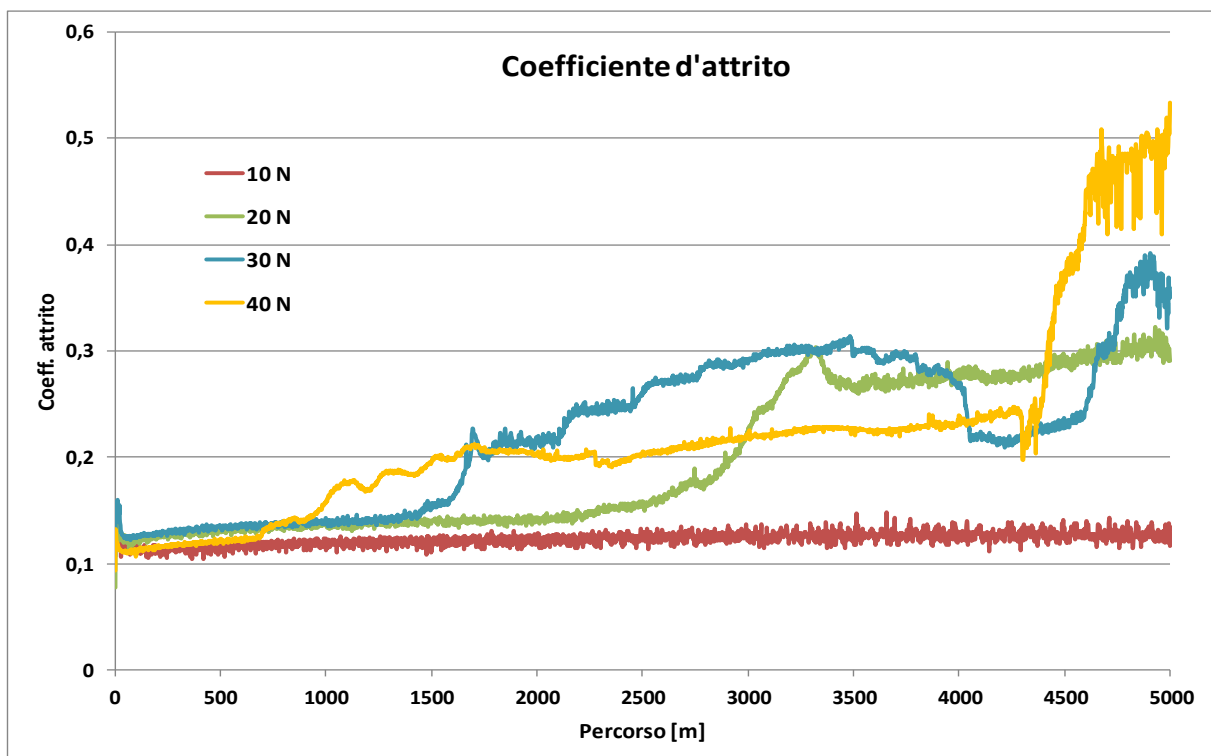


Figura 4.34: andamento del coefficiente di attrito all'aumentare del carico a parità di percorso.

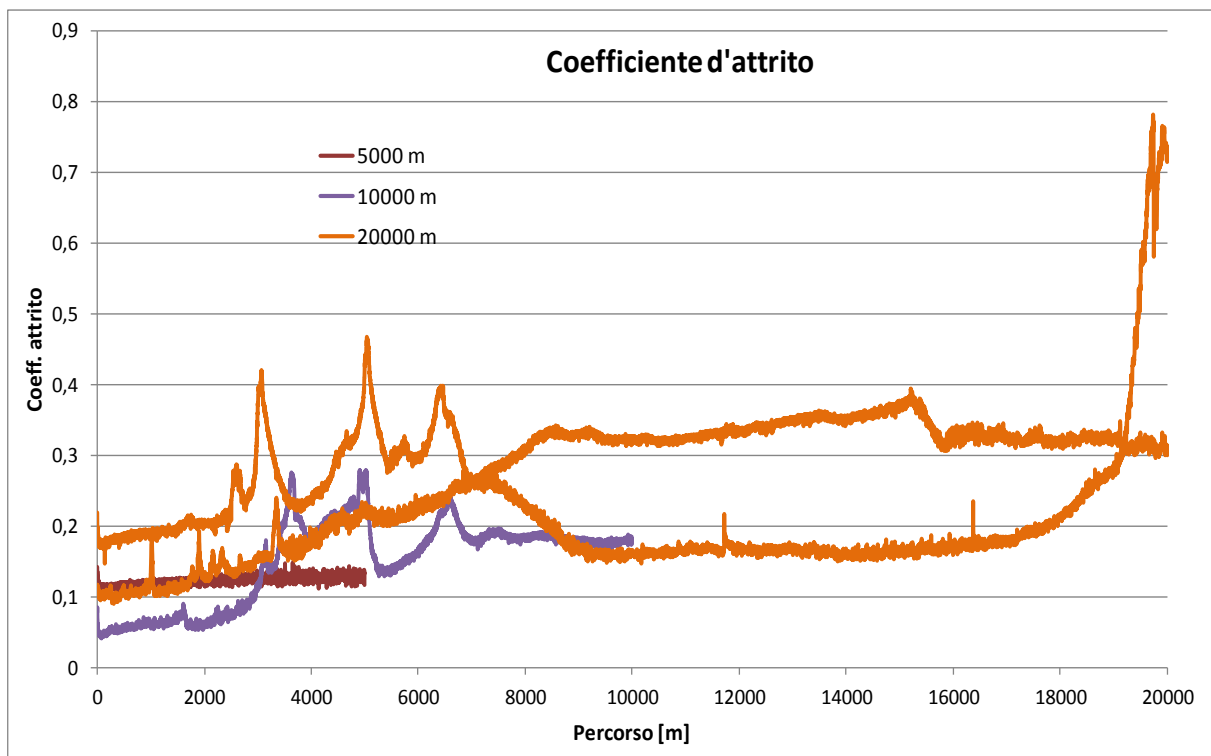


Figura 4.35: andamento del coefficiente di attrito all'aumentare del percorso a parità di carico 10 N.

Gli istogrammi in figura 4.36 e 4.37 riportano i valori medi del coefficiente d'attrito in funzione del carico, a parità di percorso (5000 m) e in funzione del percorso a parità di carico (10 N). Da entrambi si vede come il coefficiente d'attrito cresca sia all'aumentare del carico che del percorso.

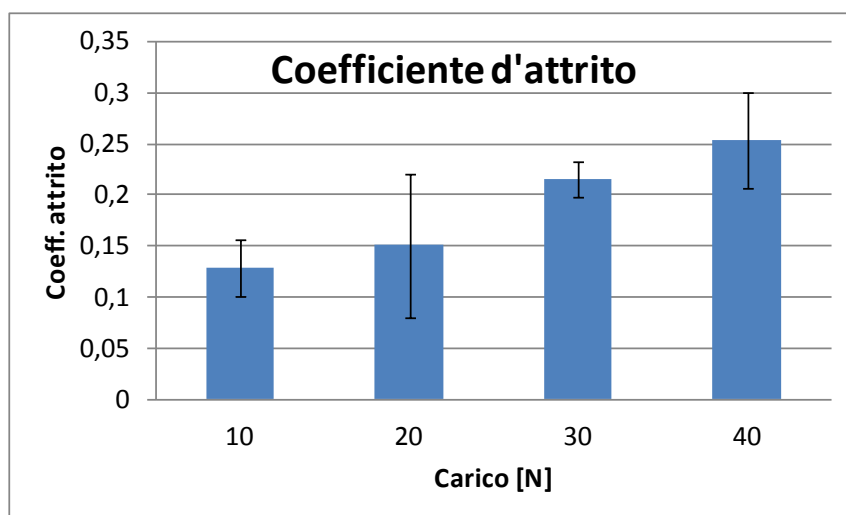


Figura 4.36: coefficiente d'attrito in funzione del carico.

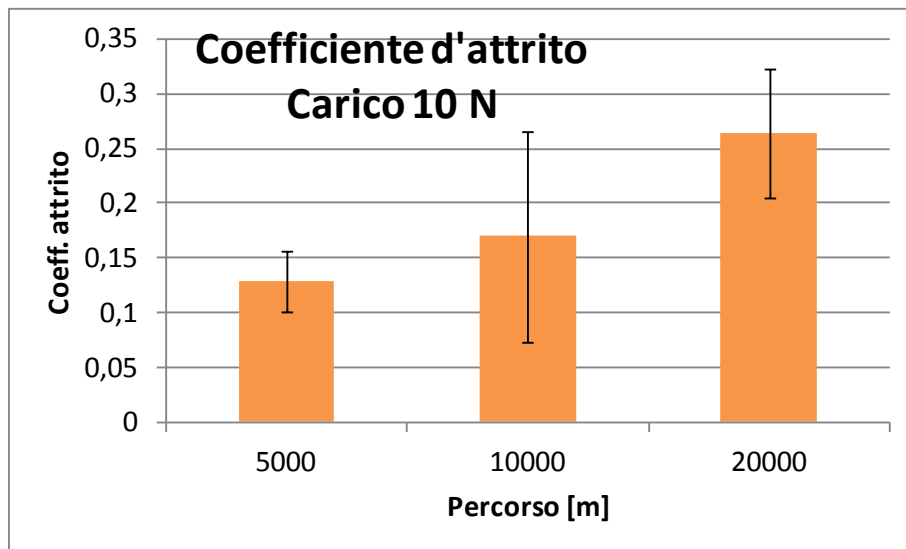


Figura 4.37: coefficiente d'attrito in funzione del percorso.

4.7.4 Tassi di usura

Le tabelle 4.15 e 4.16 riportano i valori medi della larghezza (d) e della profondità (b) delle piste d'usura, del volume asportato, del tasso e del coefficiente d'usura specifico (K_a), calcolati in funzione dei diversi carichi (tab. 4.15) e dei diversi percorsi (tab. 4.16).

Parker velocità 1,4 m/s							
Carico [N]	percorso [m]	d [μ m]	b [mm]	Volume [mm^3]	Tasso di usura [mm^3/m]	Dev. St.	K_a [mm^3/Nm]
10	5000	2,22	0,59	0,006	1,13E-15	1,25E-15	1,13E-16
20	5000	3,66	0,79	0,011	2,11E-15	6,98E-16	1,05E-16
30	5000	5,99	0,99	0,023	4,64E-15	3,48E-15	1,55E-16
40	5000	16,72	1,61	0,096	1,92E-14	1,31E-14	4,80E-16

Tabella 4.15: parametri medi relativi all'usura delle barrette ai vari carichi con percorso fisso di 5000 m.

Parker velocità 1,4 m/s							
Carico [N]	percorso [m]	d [μ m]	b [mm]	Volume [mm^3]	Tasso di usura [mm^3/m]	Dev. St.	K_a [mm^3/Nm]
10	5000	2,22	0,59	0,006	1,13E-15	1,25E-15	1,13E-16
10	10000	3,53	0,01	0,011	1,11E-15	7,30E-16	1,11E-16
10	20000	15,51	1,48	0,113	5,64E-15	7,86E-15	5,64E-16

Tabella 4.16: parametri medi relativi all'usura delle barrette alle varie distanze con carico fisso di 10 N.

Nelle figure 4.38 e 4.39 è riportato l'andamento del tasso di usura medio in funzione del carico per un percorso di 5000 m (fig. 4.38), e in funzione del percorso con un carico di 10 N (fig. 4.39). Si vede come il tasso di usura medio cresca in maniera esponenziale all'aumentare del carico, mentre

per quanto riguarda l'influenza del percorso, il tasso di usura rimane circa costante passando da 5000 a 1000 m aumentando invece a 20000 m (pur mostrando una deviazione standard elevata).

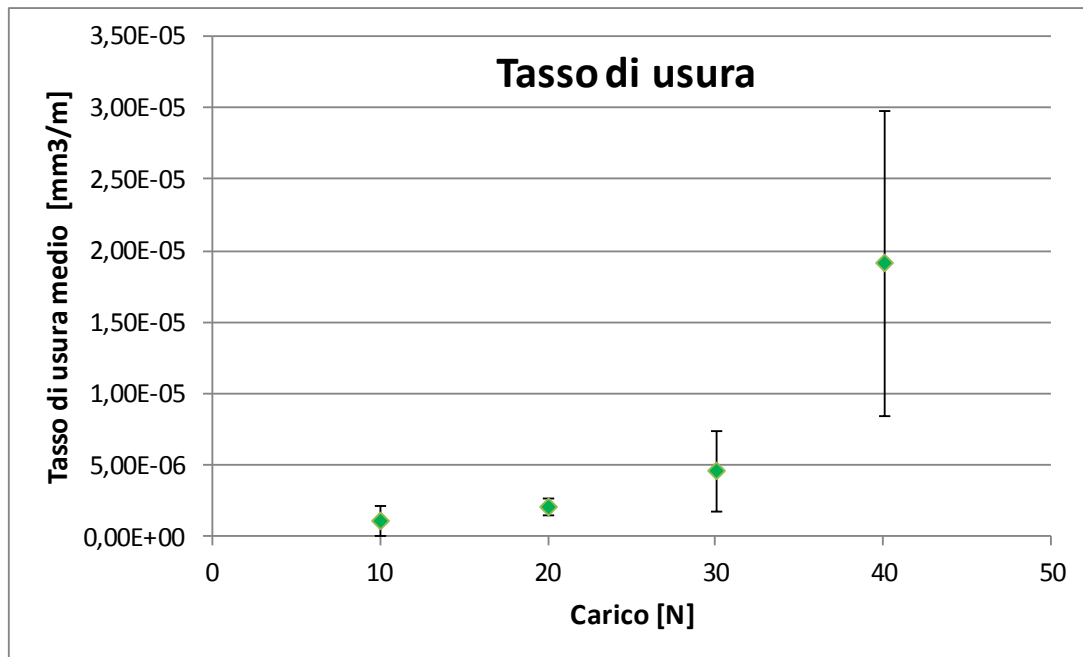


Figura 4.38: andamento del tasso di usura medio in funzione del carico (percorso di 5000 m).

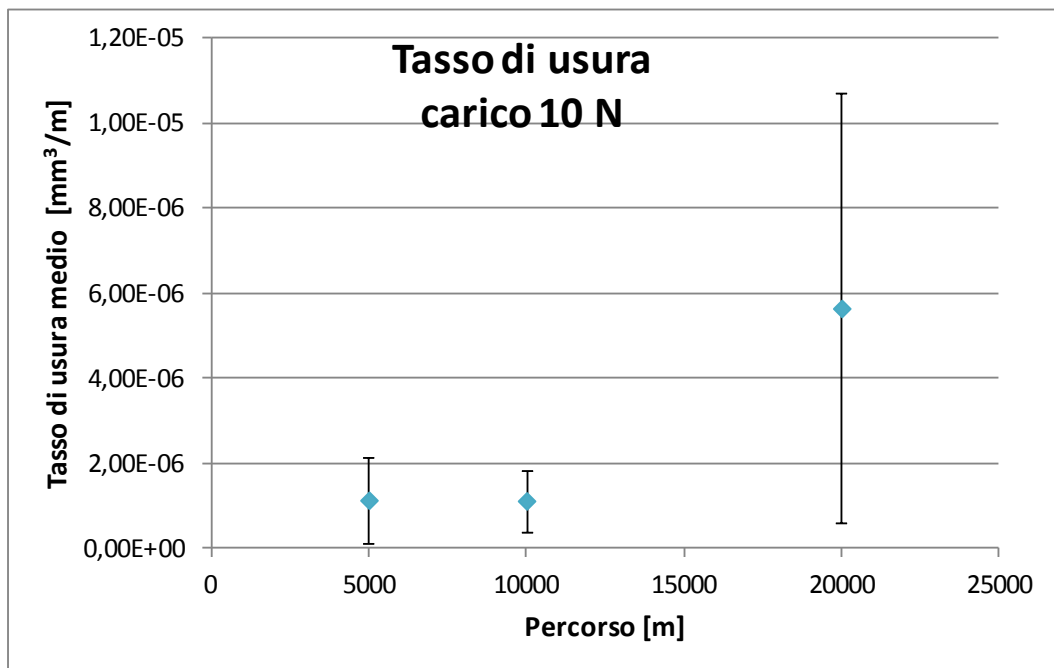


Figura 4.39: andamento del tasso di usura medio in funzione del percorso (carico di 10 N).

Nelle tabelle 4.16 e 4.17 sono riportate le profondità medie totali delle piste di usura al variare del carico (tab. 4.16) e del percorso (tab. 4.17), ottenute sommando le profondità misurate sulle barrette e sul cilindro.

Carico [N]	Percorso [m]	Wt media cil. [μm]	dev. St.	d media pista [μm]	dev. St.	d tot [μm]
10	5000	1,47	0,27	2,22	1,64	3,69
20	5000	1,70	0,11	3,66	0,94	5,36
30	5000	2,94	2,73	5,99	4,12	8,93
40	5000	4,94	2,41	16,72	9,42	21,66

Tabella 4.16: profondità medie totali delle piste d'usura al variare del carico.

Carico [N]	Percorso [m]	Wt media cil. [μm]	dev. St.	d media pista [μm]	dev. St.	d tot [μm]
10	5000	1,47	0,27	2,22	1,64	3,69
10	10000	1,59	0,12	1,99	0,98	3,58
10	20000	1,24	0,46	1,48	0,81	2,72

Tabella 4.17: profondità medie totali delle piste d'usura al variare del percorso di

Gli istogrammi in figura 4.40 e 4.41 mostrano la profondità delle piste relative alle barrette e al cilindro in funzione del carico e in funzione del percorso. Dalla figura 4.40 si desume che la profondità delle piste di usura cresce col carico, in modo più accentuato per quanto riguarda la barretta rispetto al cilindro. Dalla figura 4.41 invece si vede come la profondità delle piste sul cilindro rimane circa costante all'aumentare del percorso; mentre cresce quella delle piste sulle barrette, in particolare passando da 10000 a 20000 m. Si nota inoltre come le profondità delle piste sulle barrette, ad un carico di 40 N per 5000 m e ad un carico di 10 N per 2000 m, siano tra loro confrontabili. In generale l'usura delle barrette è superiore a quella del cilindro (come accade tipicamente per questa geometria di contatto).

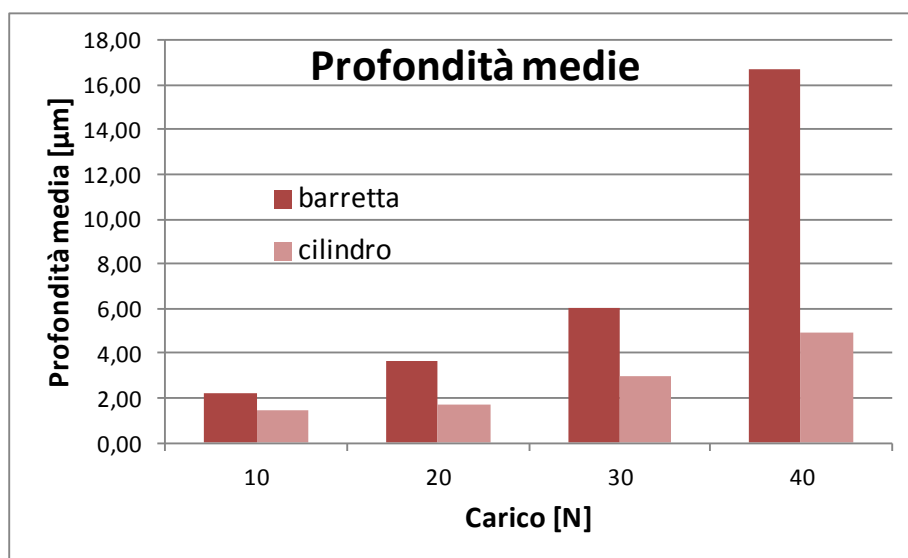


Figura 4.40: profondità delle piste di usura sul cilindro in funzione del carico.

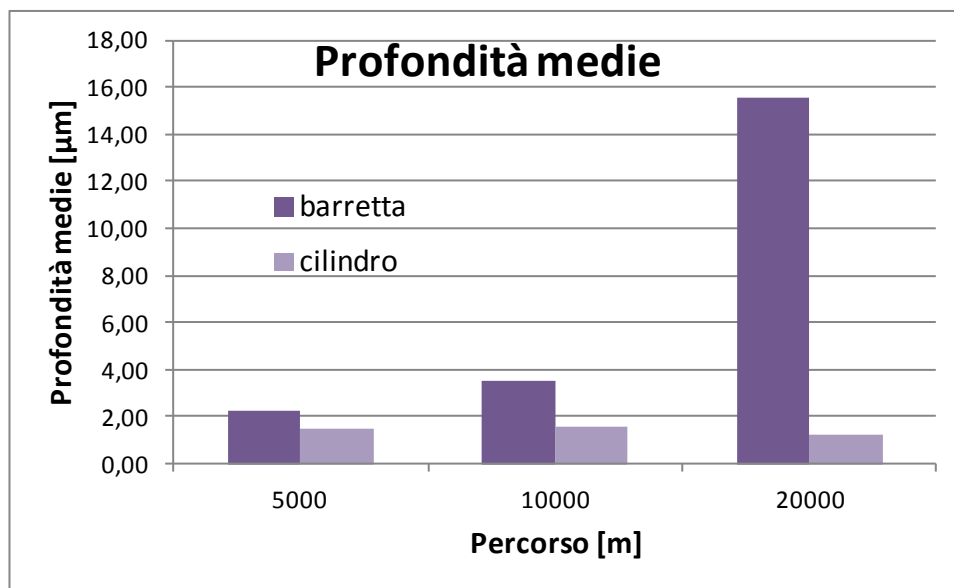


Figura 4.41: profondità delle piste di usura sul cilindro in funzione del percorso.

4.7.5 Morfologia delle piste

4.7.5.1 Foto al microscopio stereo relative ai pattini

Di seguito (fig. 4.42 e 4.43) si riportano le immagini al microscopio stereo di alcune piste di usura significative sulle barrette.

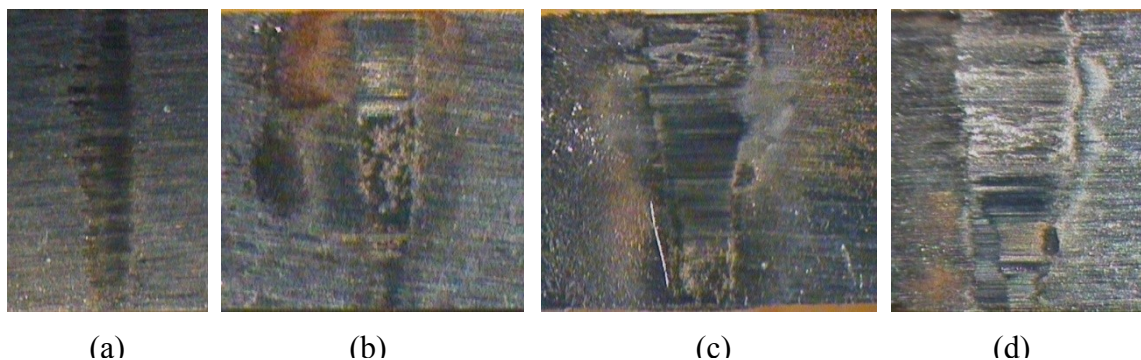


Figura 4.42: piste d'usura sui pattini ai diversi carichi: 10 N (a), 20 N (b), 30 N (c), 40 N (d)

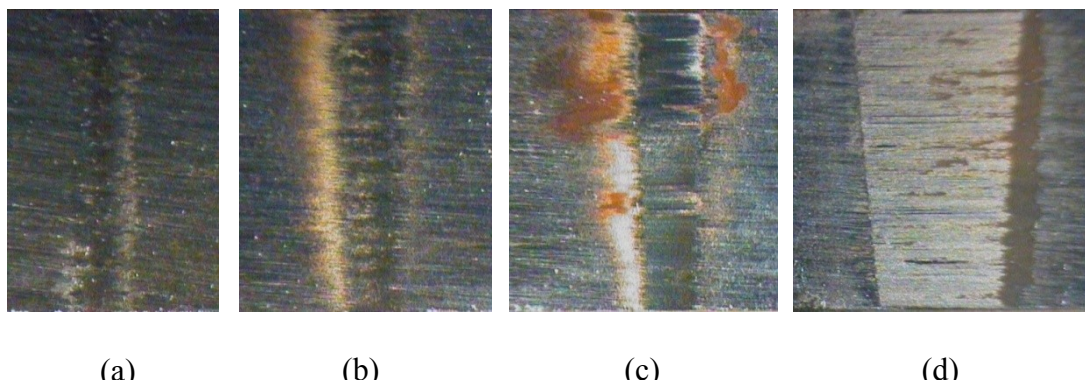


Figura 4.43: piste d'usura sui pattini per diversi percorsi: 5000 m (a), 10000 m (b), 20000 m (c) e (d)

Si nota chiaramente come la larghezza delle piste cresca sia all'aumentare del carico che del percorso. In alcune (in particolare quelle a basso carico) si può notare un accumulo di detriti di colore rossastro, tipico degli ossidi, ai bordi della piste: ciò indica che il meccanismo di usura prevalente è quello tribossidativo.

4.7.5.2 Immagini SEM e al microscopio multifocale relative al cilindro

Sono state osservate al SEM 4 piste a 5000 m, una per ogni carico di 10, 20, 30 e 40 N più altre 3 a 10 N di carico e percorsi di 10000 e 20000 m. A 20000 m si è deciso di osservarne 2 distinte poichè hanno una diversa morfologia, e presentano differenze anche per quanto riguarda il coefficiente di attrito. Si considera prima l'effetto del carico e poi del percorso.

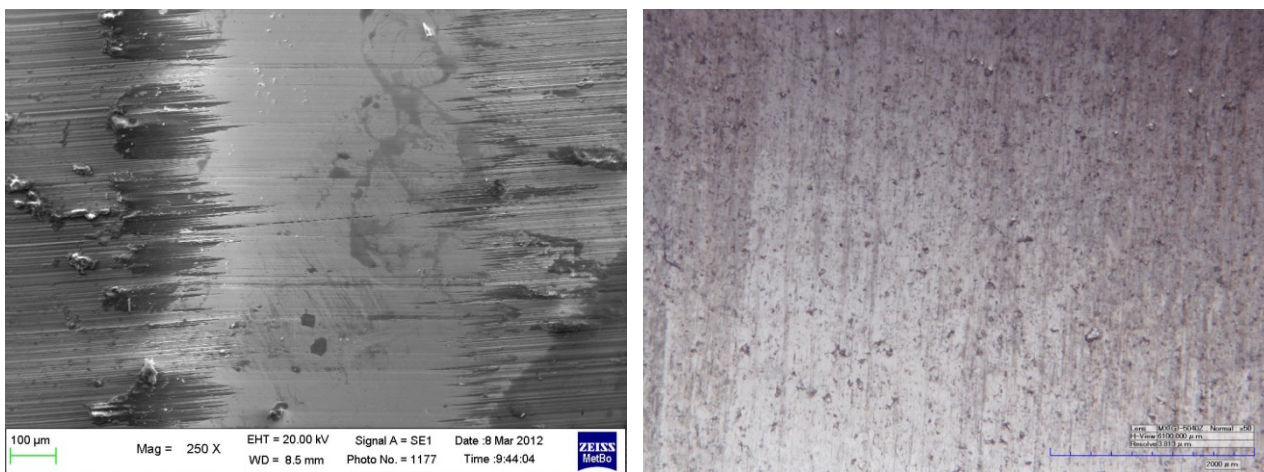


Figura 4.44: immagini relative alle piste ottenute con carico 10N e percorso di 5000m 1) immagine SEM relativa alla barretta. 2) immagine al microscopio multifocale del cilindro.

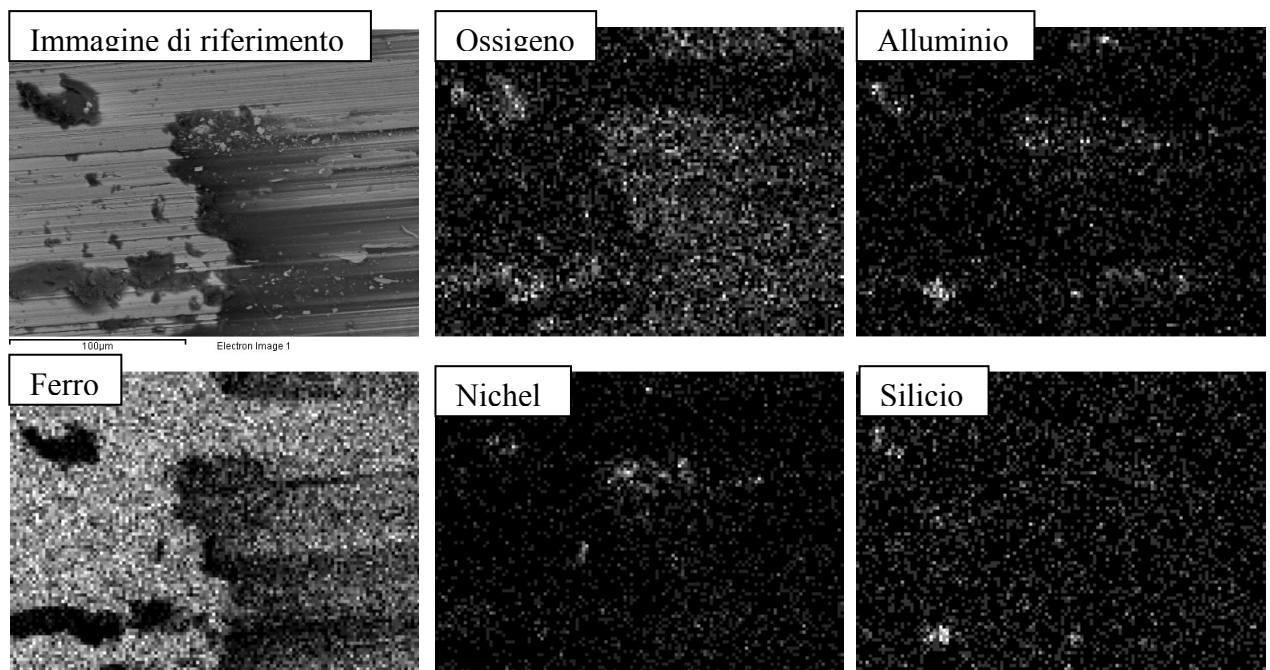


Figura 4.45: mappa EDS effettuata sulla pista di usura sulla barretta, ottenuta con una carico di 10 N per un percorso di 5000 m, in presenza di materiale di riporto.

Dalla mappa EDS di fig. 4.45 si osserva la presenza di molti ossidi di ferro e poco nichel. Ciò è indice di usura tribossidativa.

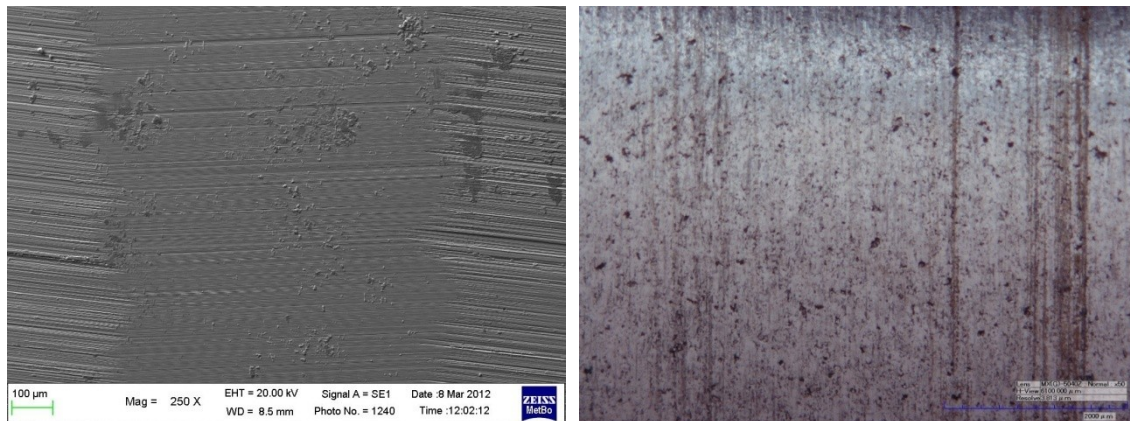


Figura 4.46: immagini relative alle piste ottenute con carico 20N e percorso di 5000m 1) immagine SEM relativa alla barretta. 2) immagine al microscopio multifocale del cilindro.

Dalla mappa EDS riportata in figura 4.47 si vede una presenza di nichel maggiore rispetto a quella relativa alla pista ottenuta con un carico di 10 N. Questo indica che ha inizio una transizione verso un'usura severa con distacco del rivestimento del cilindro.

Mappa EDS

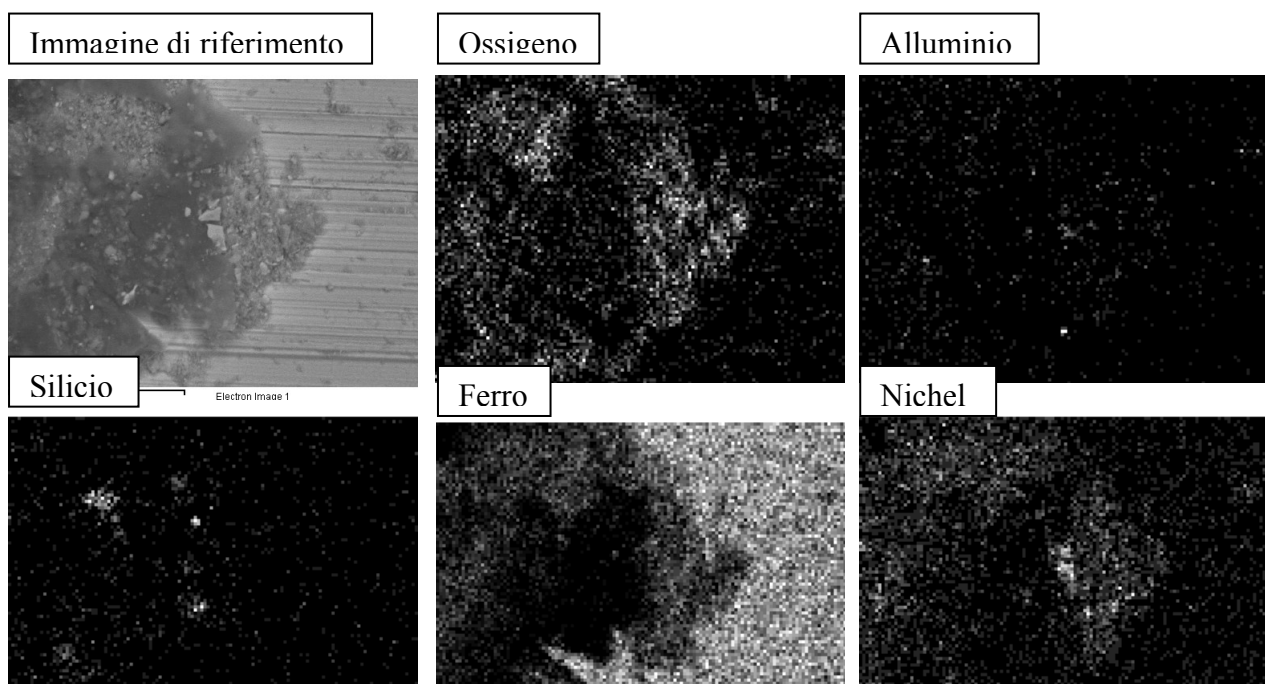


Figura 4.47: mappa EDS effettuata sulla pista di usura sulla barretta, ottenuta con una carico di 30 N per un percorso di 5000 m, in presenza di materiale di riporto.

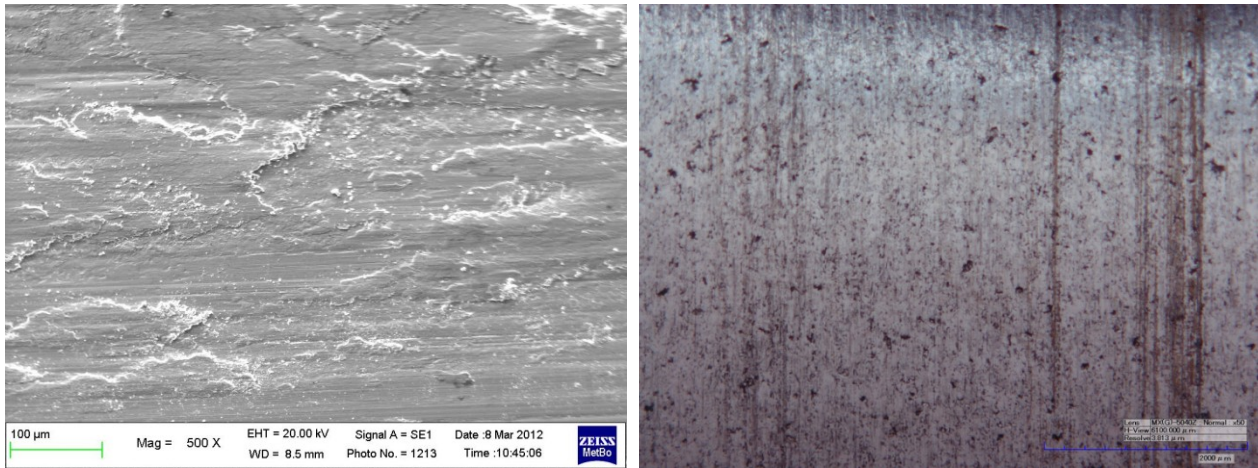


Figura 4.48: immagini relative alle piste ottenute con carico 30N e percorso di 5000m 1) immagine SEM relativa alla barretta. 2) immagine al microscopio multifocale del cilindro.

La figura 4.48 mostra segni di usura adesiva.

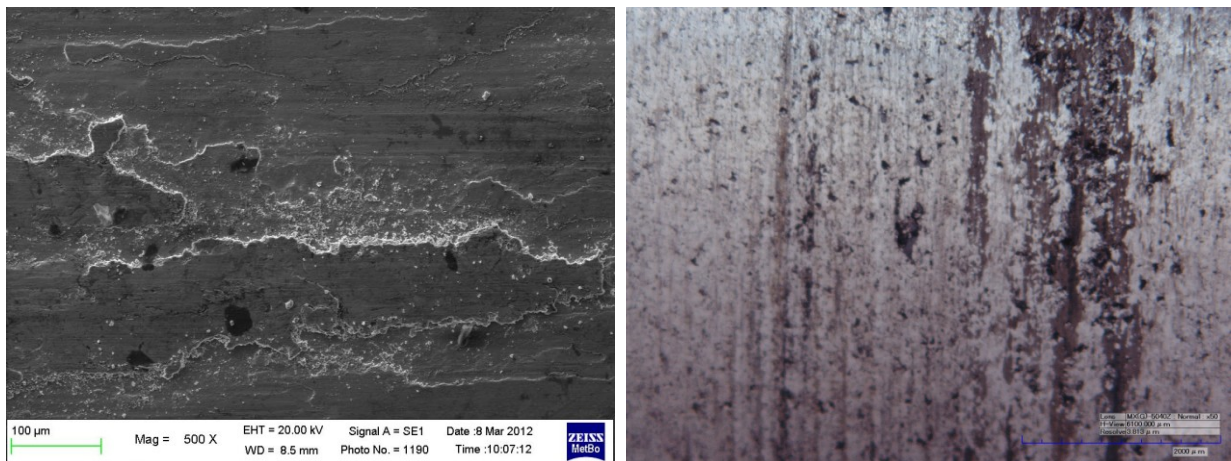


Figura 4.49: immagini relative alle piste ottenute con carico 40N e percorso di 5000m 1) immagine SEM relativa alla barretta. 2) immagine al microscopio multifocale del cilindro.

Dall'immagine 4.49 si vedono segni di deformazione plastica da usura severa. Nella figura 4.50 è riportato lo spettro EDS effettuato su un detrito di forma lamellare presente sulla pista, il quale risulta composto prevalentemente da nichel.

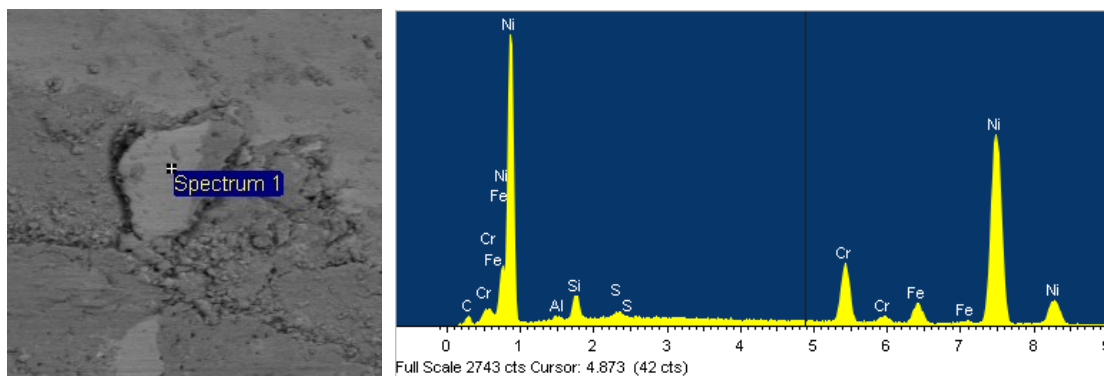


Figura 4.50: spettro EDS effettuato su un detrito presente sulla pista da 40 N e 5000 m

Dalle immagini precedenti e dalle analisi EDS effettuate sulle piste relative alle prove condotte a percorso di strisciamento fisso (5000 m) emergono due situazioni distinte:

- le piste relative ai carichi più bassi (10 e 20 N) presentano la caratteristica morfologia da usura tribossidativa moderata, con la presenza di ossidi di ferro e poco nichel;
- nelle piste relative ai carichi più alti (30 e 40 N), si trova una più cospicua presenza di strati di trasferimento a base nichel ed altri componenti del rivestimento, tipici di un processo di usura adesiva severa.

Dalla figura 4.51 si vede che con un carico di 10 N e un percorso di 10000m la pista ha subito un'azione di micropolishing.

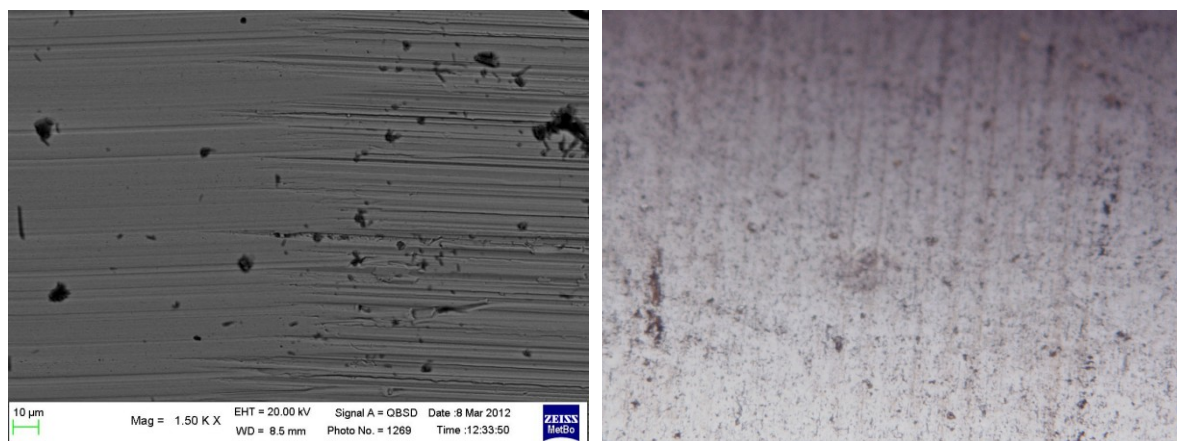
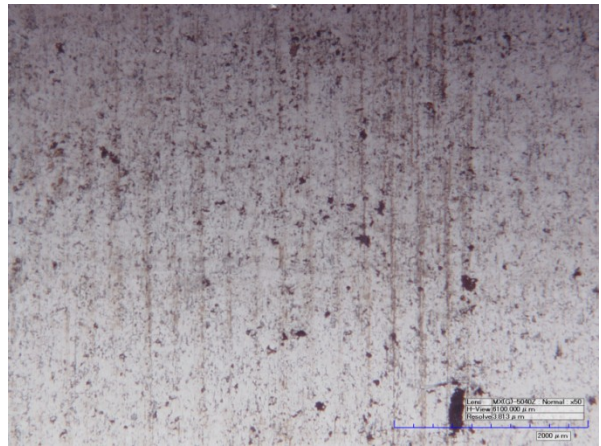


Figura 4.51: immagini relative alle piste ottenute con carico 10N e percorso di 10000m 1) immagine SEM relativa alla barretta. 2) immagine al microscopio multifocale del cilindro.

Per quanto riguarda le prove condotte per un percorso di 20000 m, come accennato in precedenza, si è deciso di osservare due piste distinte: una in cui il coefficiente di attrito raggiunge un valore stazionario, e un'altra in cui il coefficiente verso la fine della prova ha un brusco aumento dovuto probabilmente a una transizione nel meccanismo di usura (fig. 4.53).

Nel caso in cui non si osserva la transizione, la pista appare abbastanza lucida, con piccole zone di accumulo di materiale (fig. 4.52).

Questa situazione è confermata dalla mappa EDS di fig. 4.54 realizzata su una pista relativa ad una prova con transizione del coefficiente d'attrito. Si osserva la presenza di accumulo di materiale ossidato a bordo pista.



SEM image showing a metal surface with a dense, granular texture. The surface is covered with numerous dark, irregular spots and patches, likely representing corrosion products or surface inclusions. A scale bar at the bottom right indicates 2000 μm.

198

Mappa EDS

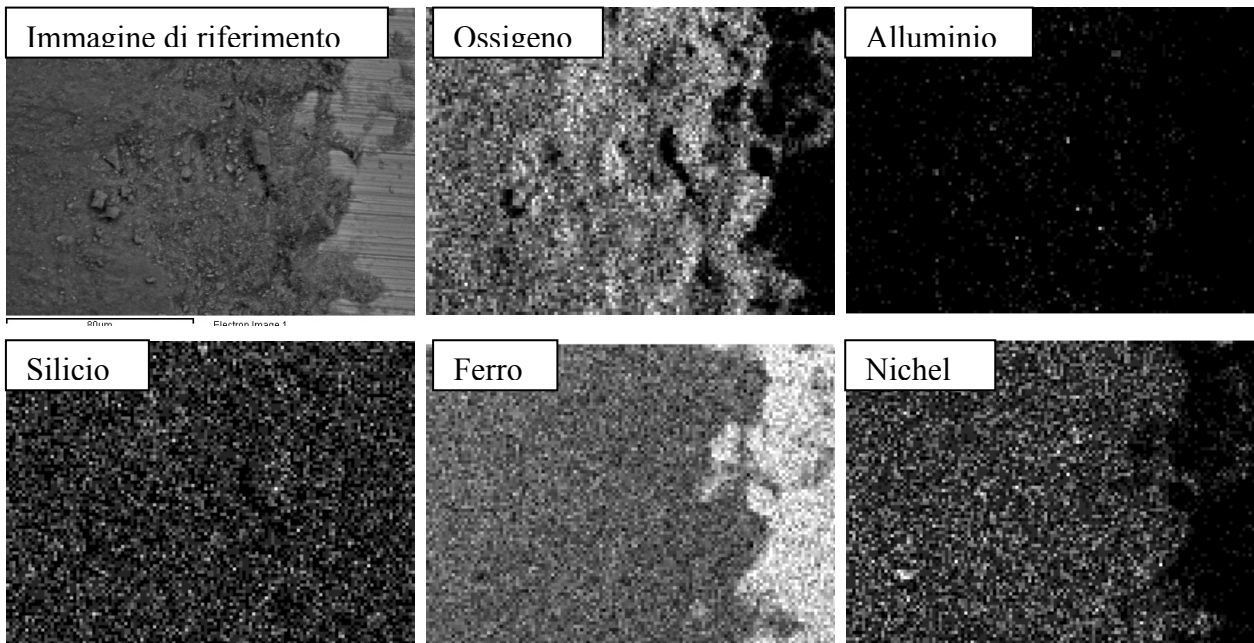


Figura 4.54: mappa EDS effettuata sulla pista di usura sulla barretta, ottenuta con una carico di 10 N per un percorso di 20000 m, in presenza di materiale di riporto (con transizione).

Effetto del percorso

Le piste relative alle prove eseguite a 5000 m e 10000 m sono in generale lucide e pulite. Per quanto riguarda la prova a 20000 m invece troviamo due situazioni diverse già accennate in precedenza. La pista relativa alla prova in cui non avviene la transizione nel coefficiente d'attrito risulta sostanzialmente priva di detriti (fatta eccezione per una piccola area nella parte alta della pista), mentre quella con la transizione è caratterizzata da solcature più evidenti e da zone caratterizzate da una deformazione plastica visibile, a lato è presente un notevole strato di detriti accumulati.

Da tutte queste osservazioni si può dedurre che i detriti fanno parte di un ossido protettivo, ancora in parte presente sulla pista relativa alla prova senza transizione, il quale fa sì che il coefficiente d'attrito si mantenga su valori bassi. Nella prova con transizione è avvenuta la destabilizzazione di questo strato di ossido, con espulsione e accumulo dei detriti a bordo pista, provocando dunque la transizione da un regime di usura tribossidativa moderata, ad un regime di usura adesiva severa.

4.8 VALUTAZIONE SOLUZIONE ALTERNATIVE

4.8.1 Introduzione e descrizione soluzioni alternative

Attualmente è in corso lo studio tribologico di soluzioni alternative. In questa trattazione riporto solamente i primi dati relativi a prove tribologiche di strisciamento in assenza di lubrificazione di alcune delle molteplici soluzioni prese in considerazione, mentre le prove sui restanti accoppiamenti e un'ulteriore campagna di prove mediante tribometro pin-on disk sono in corso di esecuzione. Le differenti soluzioni alternative sono elencate in tabella 4.20. Tali prove saranno svolte secondo differenti carichi applicati e percorsi di strisciamento.

Tabella 4.20 – soluzioni alternative per ridurre l'usura dei componenti.

Pattino (Cilindro Telescopico)		Cilindro (Albero)
Motore attuale	cementato	AFS Metco 442 (Ni7Al)
1	cementato	APS Metco 442 (Ni7Al)
2	cementato	APS Amdry137 (Mo)
3	non cementato	APS Metco 445 (Cu-Al)
4	cementato	SUME®SOL [220]
5	cementato	AFS base Mo (produzione)
6	cementato	HCr (Cr elettrodepositato)

Si è scelto, quindi, di focalizzare l'attenzione sulla risposta tribologica di tre tipi di rivestimento termospruzzati a plasma: Metco 442, Metco 445 e Amdry 1371 (denominazione del produttore *Sulzer*), depositati su acciaio da bonifica 36CrNiMo4. Si tratta quindi di soluzioni dedicate al componente “albero eccentrico” del motore idraulico.

Per quanto riguarda le caratteristiche del Metco 442, si rimanda alla Tab. 4.. Vengono riportati invece nelle Tab. 4.21 e 4.22 le composizioni nominali delle polveri dei rivestimenti Metco 445 e Amdry 1371.

Materiale	Mo [%]	Ni [%]	Cr [%]	Si [%]	Fe [%]	B [%]	C
Amdry 1371 PS	75	17.75	4.25	1	1	0.8	0.2

Tab. 4.21: Composizione chimica percentuale in massa polvere Amdry 1371

Materiale	Cu [%]	Al [%]
Metco 445 PS	90	10

Tab. 4.22: Composizione chimica percentuale in massa polvere Metco 445

Dal produttore vengono inoltre fornite indicazioni sulle caratteristiche principali dei due rivestimenti, che risultano essere per entrambi una buona resistenza all'usura ed un basso attrito. Entrambi gli strati sono stati scelti fra i materiali per contatti da strisciamento, considerando opzioni che limitino la possibilità di formare frammenti abrasivi in grado di danneggiare l'atagonista.

Tutti e tre i rivestimenti sono stati applicati con un processo di deposizione al plasma in aria (APS) utilizzando una pistola F4MB in un impianto Multicoat Sulzer, le cui specifiche di processo sono riportate nella Tab. 4.23.

Materiale	Current [A]	Argon [NPLM]	Hydrogen [NPLM]	Nitrogen [NPLM]	Carrier gas [NPLM]		Powder feed rate [g/min]	
					1	2	1	2
Metco 442	500	39	6.6	0	6	0	50	0
Metco 445	500	39	6.6	0	6	0	50	0
Amdry 1371	400	40	3.9	0	4.5	0	50	0

Tab. 4.23: Specifiche di processo dell'impianto di termospruzzatura al plasma.

Il lavoro si è svolto in due fasi. Nella prima fase si è operato in condizioni volte a simulare le condizioni di esercizio del motore reale, e pertanto è stata utilizzata una configurazione che prevedeva:

- **Cilindro** rotante in acciaio 36CrNiMo4 rivestito con i vari rivestimenti: Metco 442 APS, Metco 445 APS e Amdry 1371 APS, a simulare l'albero eccentrico del motore reale;
- **Pattino** in acciaio 20MnV6 cementato (tranne che nel caso dello strisciamento contro Metco 445, dove a causa della durezza relativamente bassa del rivestimento non sarebbe stato utile prevedere l'uso di un antagonista ad alta durezza come l'acciaio cementato), a simulare in cilindro telescopico del motore reale.

Nella Tab. 4.24 vengono riassunti i materiali accoppiati in questa configurazione. E' stata inserita nel confronto anche una tipica soluzione per questa tipologia di contatti tribologici, cioè l'acciaio UNI C55 rivestito con Cr elettrodepositato (Hard Chromium, HCr), caso 4.

Pattino (Cilindro Telescopico)		Cilindro (Albero)
Motore attuale	cementato	AFS Metco 442 (Ni7Al)
1	cementato	APS Metco 442 (Ni7Al)
2	cementato	APS Amdry137 (Mo)
3	non cementato	APS Metco 445 (Cu-Al)
4	cementato	HCr (Cr elettrodepositato)

Tab. 4.24: Accoppiamenti tribologici oggetto di studio (prima fase: configurazione reale)

Tuttavia, in questa configurazione, i rivestimenti termospruzzati depositati sui cilindri del tribometro, subiscono un'usura modesta e quindi non è possibile valutarne in modo approfondito il comportamento tribologico. La configurazione pattino su cilindro infatti solitamente si impiega per studiare il comportamento tribologico dei pattini, su cui si concentra l'usura. Per aggirare questa limitazione, nella seconda fase del lavoro, si è scelto quindi di utilizzare una configurazione invertita, che prevede:

- **Pattino** in acciaio 36CrNiMo4 rivestito con i vari rivestimenti termo spruzzati oggetto di studio (Metco 442 APS, Metco 445 APS e Amdry 1371 PS)
- **Cilindro** in acciaio da cuscinetti UNI 100Cr6 (antagonista standard per prove tribologiche contro acciaio)

Come detto tale configurazione, pur non essendo in grado di simulare il comportamento tribologico del motore reale, permette tuttavia uno studio più approfondito sulle caratteristiche tribologiche dei tre rivestimenti.

Nella Tab. 4.25 vengono riassunti i materiali accoppiati nella seconda fase del lavoro.

	Pattino (Cilindro Telescopico)	Cilindro (Albero)
1	APS Metco 442 (Ni7Al)	cementato
2	APS Amdry137 (Mo)	cementato
3	APS Metco 445 (Cu-Al)	non cementato

Tab. 4.25: Accoppiamenti tribologici oggetto di studio (seconda fase: configurazione invertita)

4.8.2 Caratterizzazione dei rivestimenti

4.8.2.1 Microscopia ottica

Vengono riportate in Fig. 4.55 le immagini ottenute in microscopia ottica (ingrandimento 20x) delle sezioni trasversali delle barrette rivestite. Tali immagini permettono di osservare la caratteristica morfologia a lamelle degli strati depositati mediante Plasma Spray, derivante dal meccanismo di crescita per accumulo di particelle solidificate dette “splat” [1-8].

Dalle micrografie è possibile osservare anche microcricche, porosità e particelle non fuse (morfologia tondeggianti) presenti nello strato.

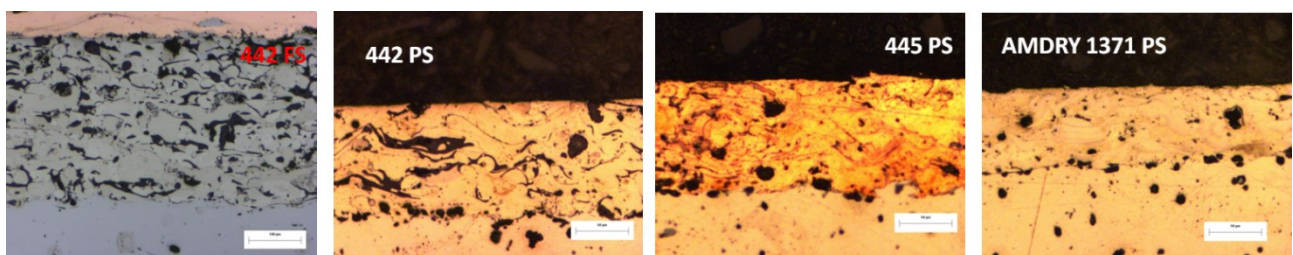


Fig. 4.55: Immagini in microscopia ottica dei rivestimenti in sezione trasversale

Dall'elaborazione di tali immagini si sono ricavati i valori dello spessore medio e della porosità percentuale media di ciascuno dei rivestimenti, riportati negli istogrammi di Fig. 4.56. Si ricorda che queste misure offrono una stima comparativa più che valori assoluti, perché l'analisi di immagine è una tecnica soggettiva e i risultati possono dipendere dall'operatore che la esegue (oltre che dalle modalità di preparazione del campione).

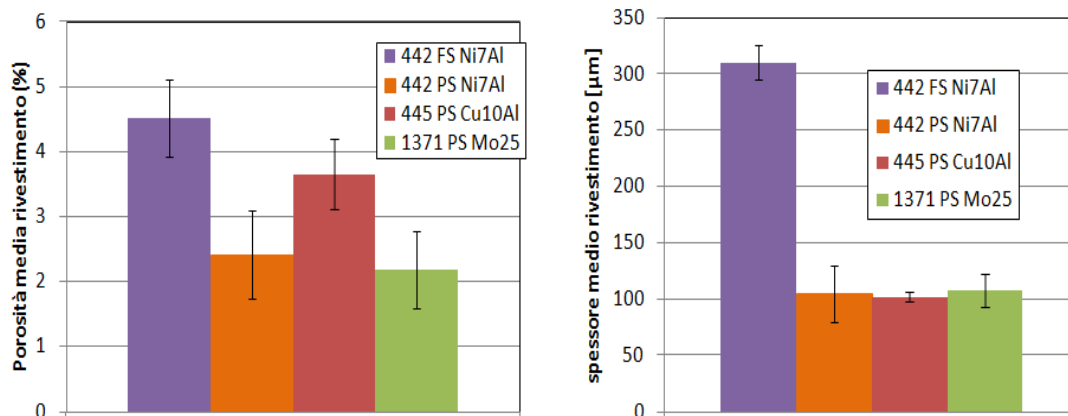


Fig. 4.56: Porosità e spessore medio dei rivestimenti oggetto di studio

Si può notare come i rivestimenti in Metco 442 PS, Metco 445 PS e Amdry 1371 PS presentino uno spessore del tutto confrontabile (attorno ai 100 μm), mentre il Metco 442 FS risulti quasi tre volte più spesso. Si sottolinea che i valori medi presentano una notevole deviazione standard, soprattutto il Metco 442 PS.

Per quanto riguarda la porosità percentuale media, si osserva come anche in questo caso il Metco 442 FS presenti valori più elevati rispetto alle altre soluzioni analizzate. Tale discrepanza è da attribuire alle diverse modalità di deposizione dei rivestimenti. Infatti, i rivestimenti depositati per spruzzatura termica sono costituiti da una stratificazione di particelle lamellari, tanto più sottili e addensate quanto maggiore è la velocità d'impatto delle gocce fuse sul sostrato. Con la tecnica Plasma Spray (PS) la velocità d'impatto è maggiore rispetto alla tecnica Flame Spray (FS), quindi a parità di composizione delle polveri di partenza i rivestimenti ottenuti tramite PS mostrano una porosità inferiore [1-8]. In Tab. 4.26 sono messi a confronto i dati di microdurezza, spessore e porosità rilevati con quelli nominali da catalogo del produttore (Sulzer) [3-5].

Materiale	HV0.3		Spessore [μm]		Porosità [%]	
	Nominale	misurata	Nominale	misurata	Nominale	misurata
Metco 442 FS	450	470±100	50-250	310±15	1.0-2.0	4.5±1
Metco 442 PS	550-750 KHN ₅₀	606±109	50-250	105±25	1.0-2.0	2.4±1
Amdry 1371	500-750 HV _{0.1}	580±129	<2000	108±14	<2	2.1±1
Metco 445	R _b 50	131±16	-	102±4	<3	3.7±1

Tab. 4.26: Tabella riassuntiva proprietà rivestimenti termospruzzati.

4.8.2.2 Analisi SEM

Di seguito sono riportate le micrografie dei rivestimenti termospruzzati esaminati tramite SEM/EDS con mappe RX della distribuzione elementare (Fig. 4.57, 4.58, 4.60 e 4.62), seguite dalle rispettive analisi di composizione di fase XRD (Fig. 4.59, 4.61 e 4.63).

Per quanto riguarda il Metco 442 AFS, micrografia EDS e mappa RX sono state effettuate sulla superficie della barretta, mentre per gli altri rivestimenti sulla sezione trasversale.

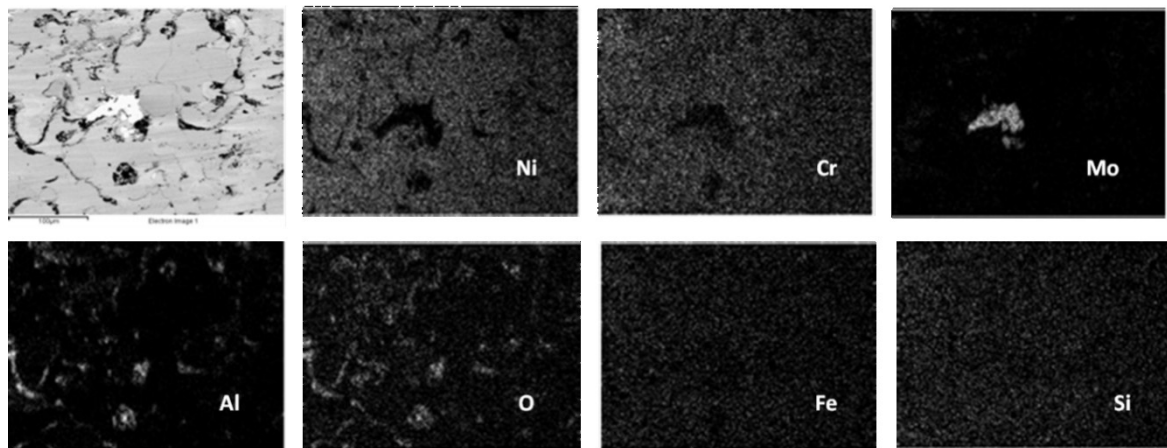


Fig. 4.57: Mappe RX (EDS) del rivestimento Metco 442 AFS

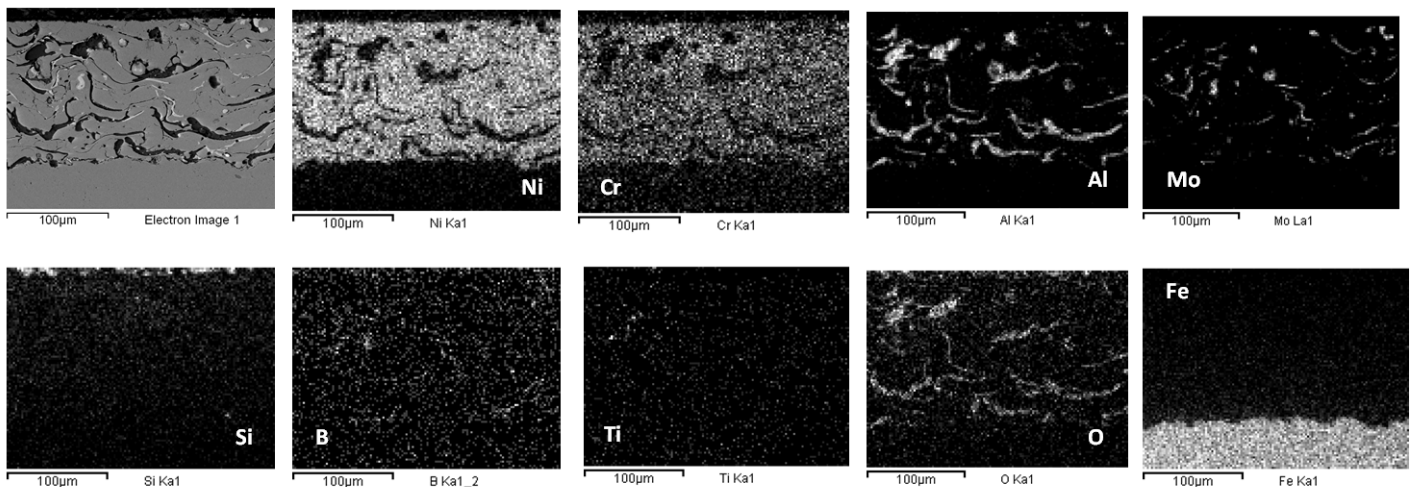


Fig. 4.58: Mappe RX (EDS) del rivestimento Metco 442 PS

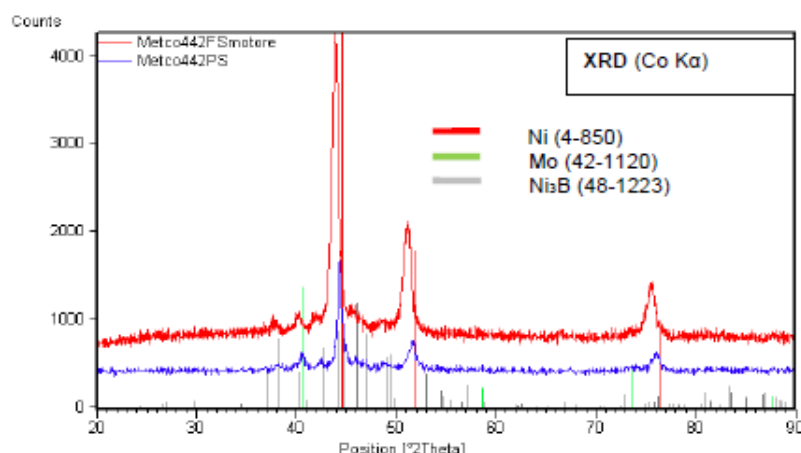


Fig. 4.59: Spettro XRD per la determinazione delle fasi presenti del rivestimento 442 APS, confrontato con lo spettro del rivestimento sull'albero del motore reale (442 FS).

L'analisi SEM/EDS e XRD condotta sul rivestimento termospruzzato Metco 442 APS (Fig. 4.57 e 4.58) ha mostrato la presenza di una matrice a base di Ni, con aree ricche in Mo e presenza di precipitati Ni₃B (che contribuiscono a incrementare la durezza dello strato). Si rilevano inoltre zone ricche di Al, in corrispondenza delle quali si osserva la presenza di O, a testimonianza della formazione di allumina (Al₂O₃) durante il processo di deposizione del rivestimento: durante il percorso tra l'ugello e il sostrato, l'alluminio infatti reagisce in aria formando allumina, mediante una reazione esotermica, fornendo calore alla miscela di polveri e favorendone la fusione [9]. La formazione di Al₂O₃ risulta pertanto assai vantaggiosa in quanto facilita il processo di deposizione stesso, ma anche perchè la dispersione di particelle dure nella matrice metallica può portare ad un incremento della durezza del rivestimento (come rilevato dalle prove di durezza, Fig. 4.55), e di conseguenza ad un aumento della resistenza ad usura, come è descritto in letteratura [10,11]. Per quanto riguarda il segnale del Fe, si sottolinea che è relativo al solo substrato di acciaio, e quindi non significativo ai fini dello studio del rivestimento. Inoltre, a livello morfologico, nella sezione trasversale del rivestimento termospruzzato si evidenzia la presenza di particelle non fuse di forma globulare.

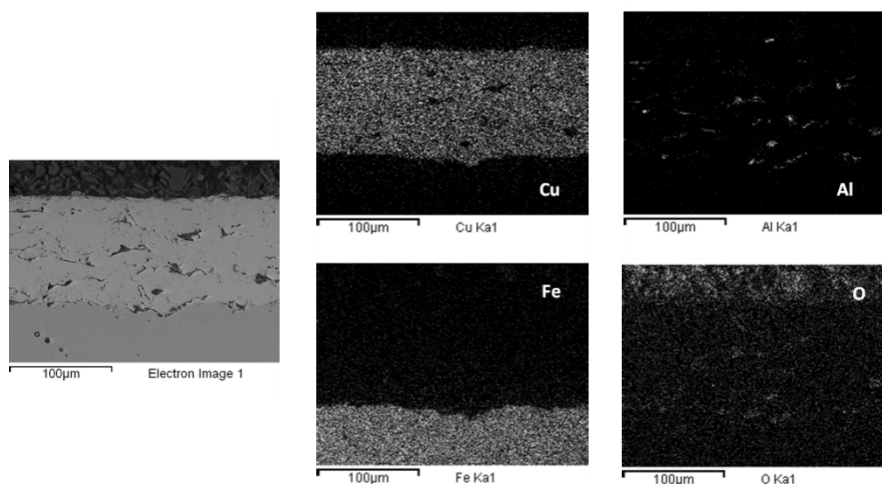


Fig. 4.60: Mappe RX (EDS) del rivestimento Metco 445 PS

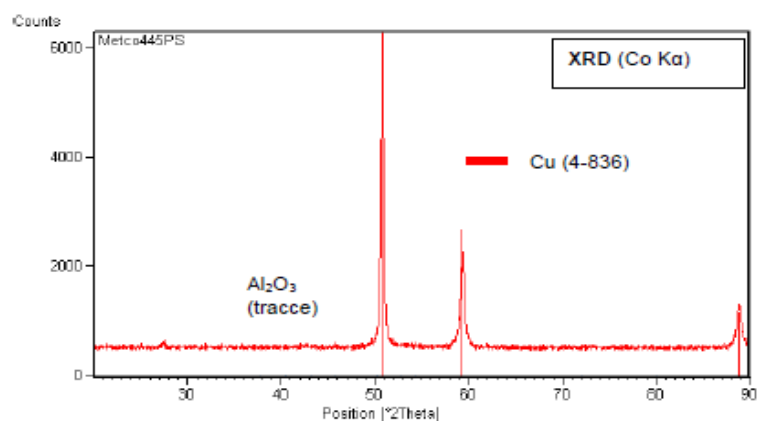


Fig. 4.61: Spettro XRD per la determinazione delle fasi presenti nel rivestimento 445 APS.

L'analisi SEM/EDS e XRD condotta sul Metco 445 APS a matrice in rame (Fig. 4.60 e 4.61) ha evidenziato la presenza di zone ricche in Al, solo parzialmente in soluzione solida col rame, con presenza di inclusioni a base di Al_2O_3 .

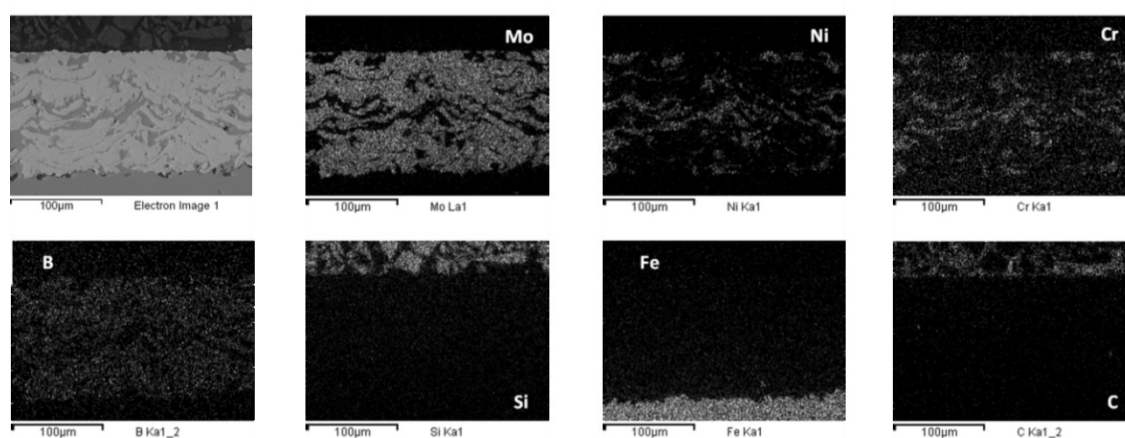


Fig. 4.62: Mappe RX (EDS) del rivestimento AMDRY 1371 PS

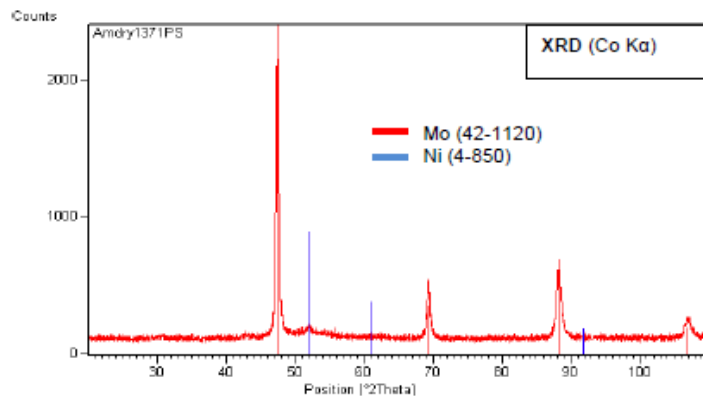


Fig. 4.63: Spettro XRD per la determinazione delle fasi presenti nel rivestimento AMDRY 1371 PS.

L'analisi SEM/EDS e XRD condotta sull'AMDRY 1371 PS (Fig. 4.62 e 4.63) riscontra la presenza di una matrice a base di Mo con aree ricche in Ni-Cr, mentre il B risulta disperso nella matrice a base di Mo. La presenza di Si e C è dovuta prevalentemente alla resina utilizzata per l'inglobatura del campione.

4.8.3 Risultati Prove tribologiche

4.8.3.1 Prima modalità di prova

Si riporta nel grafico di Fig. 4.64 l'andamento del coefficiente d'attrito medio in funzione del carico per ciascuna delle soluzioni analizzate relative alla prima modalità di prova (rivestimenti sul cilindro).

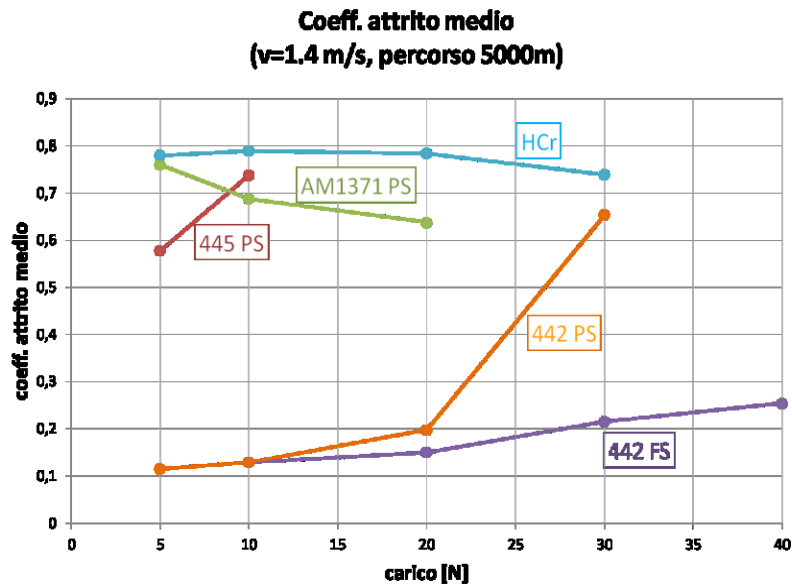


Fig. 4.64: Coefficiente d'attrito medio in funzione del carico

Dal grafico si evince che:

- 1) Il **Metco 445 PS** presenta un coefficiente d'attrito medio molto elevato già a 5N, che cresce ulteriormente a 10N, motivo per cui si è optato per fermarsi a un tale carico, ritenendo inutili prove successive a carichi maggiori per via dell'eccessivo danneggiamento dello strato che si manifesta già a 10N. E' pertanto il rivestimento termospruzzato che presenta il comportamento peggiore in termini di coefficiente d'attrito.
- 2) L'**Amdry 1371 PS** presenta un coefficiente d'attrito molto elevato a 5N, che tuttavia presenta un andamento decrescente all'aumentare dei carichi (10 e 20N).
- 3) Il **Metco 442 PS** presenta il coefficiente d'attrito medio più basso fra le soluzioni alternative analizzate. Ai bassi carichi (5, 10 e 20N) ha un comportamento del tutto analogo al 442 FS, mentre per carichi più elevati (30N) l'attrito risulta molto più elevato per effetto del danneggiamento dello strato termospruzzato.
- 4) Il rivestimento **HCr** mostra il coefficiente d'attrito medio più alto per ognuno dei carichi presi in esame.

Si riportano in Fig. 4.65, 4.66 e 4.67 i grafici dell'andamento del coefficiente d'attrito in funzione del percorso di strisciamento ai vari carichi analizzati per ognuno degli accoppiamenti oggetto di studio in questa 'prima fase'.

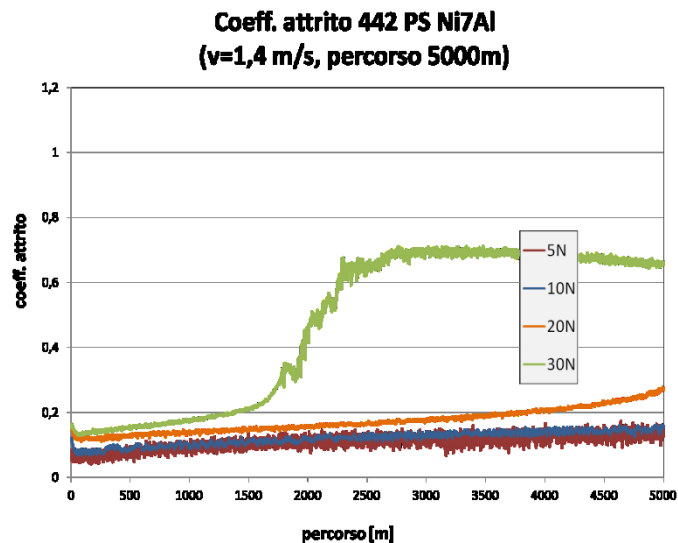


Fig. 4.65: Grafico dell'andamento del coefficiente d'attrito in funzione del percorso di strisciamento ai vari carichi per l'accoppiamento pattino cementato-cilindro rivestito con Metco 442 APS

Dal grafico di Fig. 4.65, riguardante il comportamento del **Metco 442 APS**, si può notare che fino a un carico di 20 N, il coefficiente d'attrito rimane costante su tutto il percorso ed inferiore a 0,2. A 30 N il coefficiente d'attrito subisce una transizione all'aumentare del percorso, dovuta a fenomeni di danneggiamento del rivestimento. Si può quindi dedurre che tra 20N e 30N si assiste a una transizione da un regime di usura moderata a un regime di usura più severa: a carichi elevati, il danneggiamento del rivestimento si manifesta per frattura fragile e decoesione delle lamelle di cui lo strato è costituito. Il carattere fragile della frattura spiega anche la variabilità nel carico critico e della distanza di strisciamento a cui si verifica la transizione di attrito (nelle prove svolte a 30N, la transizione del coefficiente d'attrito avviene a differenti distanze di strisciamento).

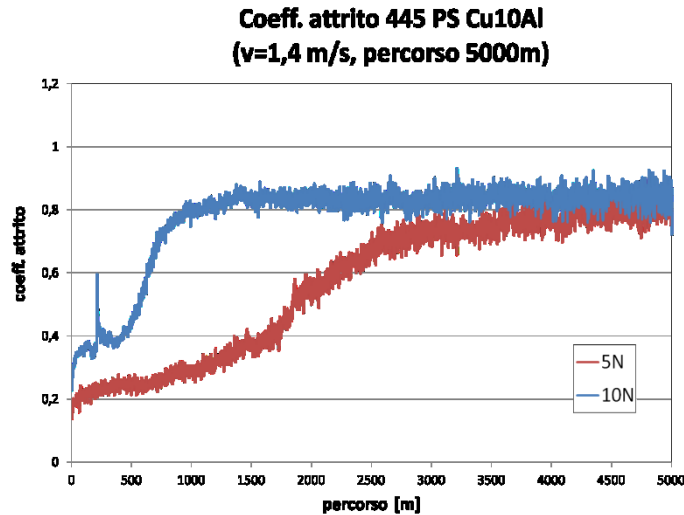


Fig. 4.66: Grafico dell'andamento del coefficiente d'attrito in funzione del percorso di strisciamento ai vari carichi per l'accoppiamento pattino non cementato-cilindro rivestito con Metco 445 APS

Come già evidenziato, nel caso del **Metco 445 APS** si è optato per fermarsi a un carico di 10 N, perché prove successive a carichi maggiori sarebbero state inutili, dato che a 10 N il coefficiente d'attrito è già molto elevato per effetto di un eccessivo danneggiamento dello strato termospruzzato, che manifesta fenomeni di adesione nei confronti dell'antagonista (come verrà dimostrato successivamente dall'analisi delle piste post-prova, che mostrano una forte tendenza al trasferimento di materiale dal cilindro rivestito in Metco 445 PS al pattino non cementato). Infatti, in Fig. 4.66, si può notare come a un carico di 5 N, si manifesti già una transizione del coefficiente d'attrito connessa ai fenomeni di adesione sopra descritti, che risulta ulteriormente anticipata (in termini di distanza di strisciamento) se il carico passa da 5 a 10 N.

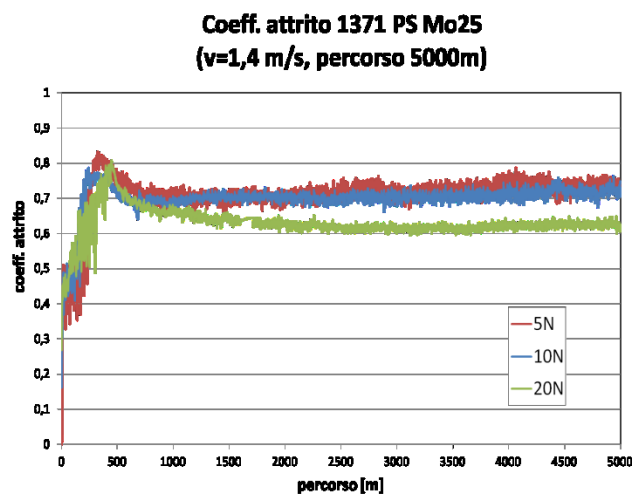


Fig. 4.67: Grafico dell'andamento del coefficiente d'attrito in funzione del percorso di strisciamento ai vari carichi per l'accoppiamento con cilindro rivestito con Amdry 1371 APS

Per quanto riguarda il comportamento dell'**Amdry 1371 APS**, si può notare da Fig. 4.68 che l'andamento del coefficiente d'attrito in funzione del carico risulta sostanzialmente identico per ognuno dei tre carichi analizzati (5, 10 e 30N). In tutti e tre i casi infatti si assiste ad un rapido innalzamento del coefficiente d'attrito fino ad un valore di 0,8, seguito da un assestamento dello stesso su valori leggermente più bassi a regime. In questo caso l'incremento iniziale dell'attrito non è dovuto a una transizione nel regime di usura (come nel caso del Metco 442 PS a 30 N) ma alla naturale stabilizzazione del sistema tribologico. Si osserva inoltre che il coefficiente d'attrito medio tende a diminuire all'aumentare del carico.

Al termine di ogni prova sono state valutate la profondità e la larghezza delle piste di usura sulle barrette mediante il profilometro a stilo. Sono stati ricavati quindi i volumi e il tasso d'usura, il cui valore medio in funzione del carico viene riportato nel grafico di Fig. 4.68.

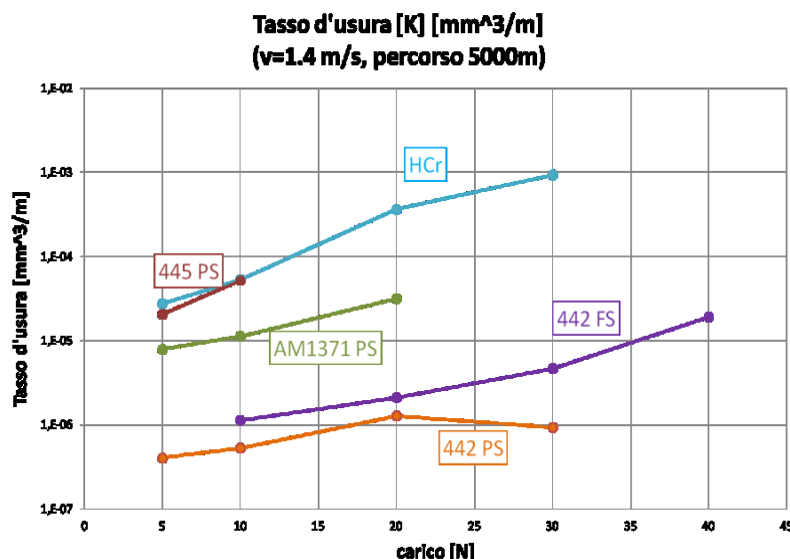


Fig. 4.68: Tasso d'usura medio in funzione del carico (in scala logaritmica)

Dal grafico si evince che:

- 1) Il pattino cementato antagonista del cilindro **HCr**, mostra il tasso di usura maggiore a ogni carico preso in esame. Questo antagonista, che non subisce danni da usura significativi, danneggia eccessivamente il pattino cementato per via della sua elevata durezza;
- 2) Il pattino che aveva come antagonista il cilindro rivestito con **Metco 445 PS** presenta un tasso d'usura molto più elevato rispetto agli altri. Si osserva tuttavia che nelle prove effettuate contro tale cilindro il pattino era in acciaio non cementato mentre in tutte le altre prove sono stati utilizzati pattini in acciaio cementato, e quindi era prevedibile una minore resistenza all'usura, conseguenza della minore durezza.

- 3) Il pattino cementato antagonista del cilindro **Amdry 1371 PS** mostra un tasso d'usura intermedio rispetto a quello dei pattini aventi come antagonisti i cilindri in Metco 445PS e Metco 442 PS.
- 4) Il pattino che aveva come antagonista il cilindro rivestito con **Metco 442 PS**, presenta un tasso d'usura leggermente superiore ma comunque confrontabile con i pattini utilizzati contro il Metco 442 FS.

Si osserva che per tutti i pattini si osserva un aumento del tasso d'usura all'aumentare del carico, in accordo con la legge di Archard.

Al termine di ogni prova è stata valutata anche la profondità delle piste di usura del cilindro. Nel grafico di Fig. 4.69 si riporta la profondità media di tali piste in funzione del carico per ciascuna delle soluzioni analizzate.

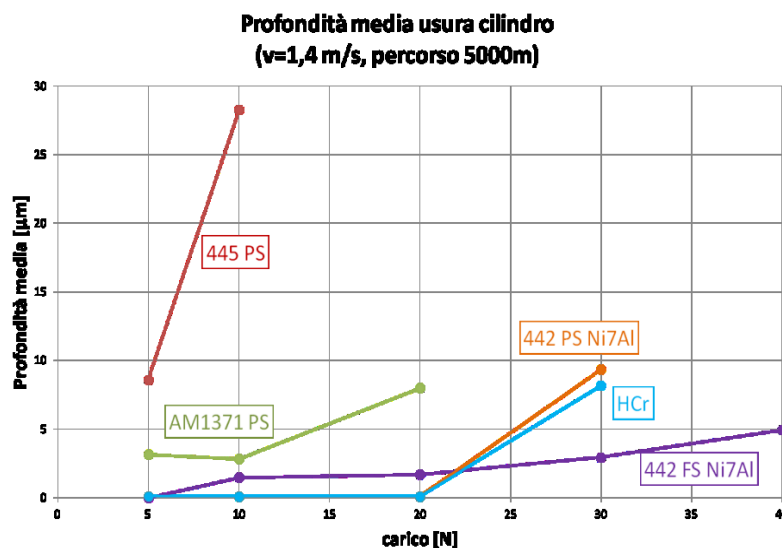


Fig. 4.69: Profondità d'usura media del cilindro in funzione del carico

Dal grafico si evince che:

- 1) Il cilindro rivestito con **Metco 445 PS** è quello che risulta più usurato, nonostante sia stato utilizzato contro un pattino a durezza inferiore. Si osserva che la profondità delle piste d'usura risulta molto elevata già al carico più basso (5N), e cresce in maniera significativa a 10N, in maniera del tutto analoga a quanto si è riscontrato per il tasso d'usura medio del pattino. Tali risultati sono in completo accordo con quanto riportato in letteratura, in cui si afferma che un incremento del carico induce un accentuarsi dei fenomeni di adesione e conseguentemente di usura adesiva, portando al danneggiamento esteso di entrambi i corpi a contatto.

- 2) Il cilindro rivestito con **Amdry 1371 PS** presenta a 5 e 10N usura leggermente superiore ma comunque confrontabile con quella del cilindro rivestito con Metco 442 FS, mentre a 20N le differenze tra i due rivestimenti diventano significative per effetto del danneggiamento dello strato Amdry 1371, che si manifesta a carichi inferiori rispetto al Metco 442, sia FS che PS.
- 3) Il cilindro rivestito con **Metco 442 PS** presenta, ai carichi più bassi (5, 10 e 20N), un comportamento ad usura migliore rispetto al cilindro rivestito con Metco 442 FS. A carichi più alti (30N) tale relazione tuttavia si inverte.
- 4) Il cilindro rivestito con **HCr** presenta un andamento sostanzialmente identico a quello del Metco 442 PS.

In figura 4.70 e 4.71, si riportano le immagini delle piste di usura dei cilindri rivestiti con strati termospruzzati dopo strisciamento contro i pattini cementati a 10 N, a ingrandimenti rispettivamente 50x e 250x. L'analisi morfologica per i materiali studiati in configurazione “**prima fase**” è stata svolta a questo carico, dato che esso è il più rappresentativo rispetto alle condizioni di contatto del motore reale.

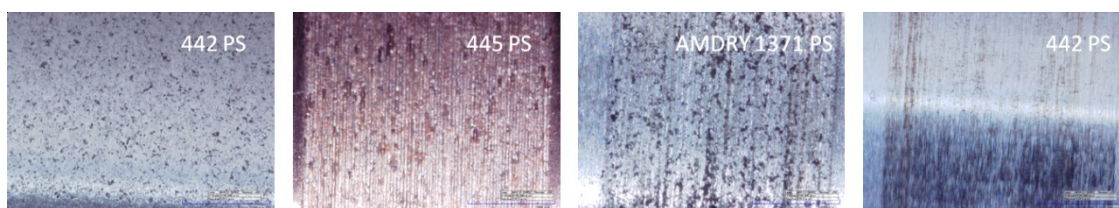


Fig. 4.70: Immagini in microscopia multifocale 50x delle piste d'usura sui cilindri rivestiti in seguito alle prove a 10N

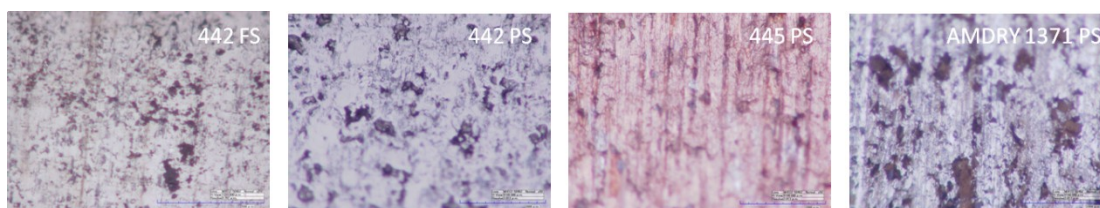


Fig. 7.71: Immagini in microscopia multifocale 250x delle piste d'usura sui cilindri rivestiti in seguito alle prove a 10N

Si può notare che il cilindro rivestito Metco 442 PS è il meno usurato di tutti, anche considerando il cilindro rivestito Metco 442 FS (analogo del motore reale). Il cilindro rivestito Amdry 1371 PS mostra alcune scheggiature (zone nere) già a 10 N, mentre il cilindro rivestito Metco 445 PS è estesamente soggetto a deformazione plastica per solcatura nella zona usurata.

Si riportano in Fig. 4.72 le micrografie SEM/EDS delle piste d'usura ottenute sui pattini in seguito alle prove tribologiche svolte con carico 10N contro i cilindri rivestiti con Metco 442 FS, Metco 442 PS, Metco 445 PS e Amdry 1371 PS.

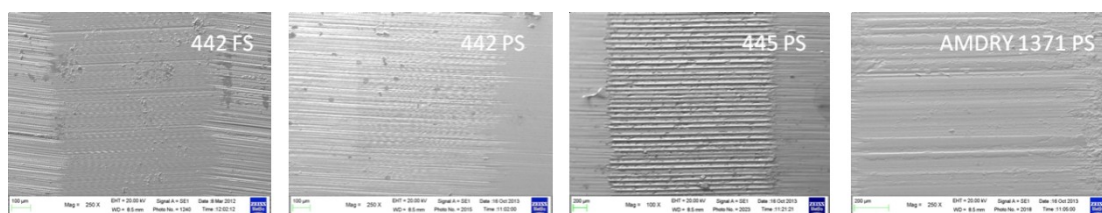


Fig. 4.72: Immagini SEM (250x) delle piste d'usura su pattini in seguito alle prove a 10N

Si può notare che il pattino avente come antagonista il cilindro rivestito con Metco 442 PS presenta un'usura moderata, ed è pertanto possibile ipotizzare che durante la prova tribologica corrispondente l'usura tribossidativa moderata sia stata il meccanismo d'usura prevalente. Il pattino avente come antagonista il Metco 445 PS mostra invece un'usura severa, caratterizzata da fenomeni di deformazione plastica con evidente solcatura del materiale stesso. Infine, il pattino avente come antagonista l'Amdry 1371 PS presenta anch'esso segni di deformazione plastica per solcatura, ma di entità inferiore rispetto al caso precedente. Queste considerazioni, ricavabili dall'osservazione morfologica delle superfici usurate, spiegano quanto emerso dal grafico del tasso d'usura medio dei pattini (Fig. 4.68).

Di seguito sono riportate le micrografie delle stesse piste d'usura esaminate dal punto di vista compositivo tramite SEM/EDS con mappe RX della distribuzione elementare (Fig. 4.73, 4.74 e 4.76).

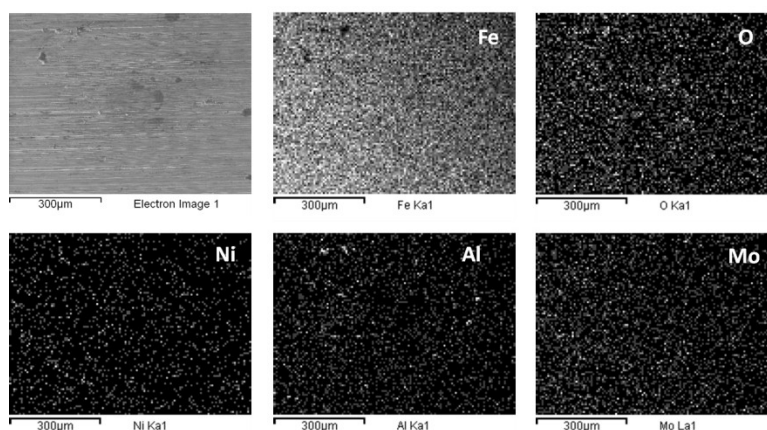


Fig. 4.73: Mappe RX (EDS) 500x della pista sul pattino sottoposto a prova a 10N contro 442 PS

La mappa RX di Fig. 4.73 mostra la distribuzione degli elementi sulla superficie di una pista ottenuta a 10 N per il pattino (cementato) antagonista del cilindro rivestito Metco 442 APS. Si conferma la presenza di ossidi di ferro sulla superficie usurata, che indicano l'usura tribossidativa moderata come meccanismo prevalente. La limitata quantità di Ni, Al e Mo senza una distribuzione

spaziale riconoscibile, dimostra che non si sono verificati significativi fenomeni di trasferimento di materiale del rivestimento termospruzzato sul cilindro alla superficie del pattino in acciaio cementato.

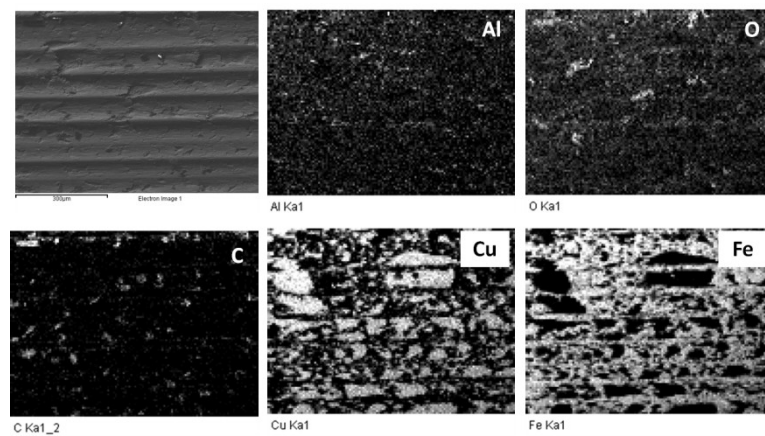


Fig. 4.74: Mappe RX (EDS) 500x della pista sul pattino sottoposto a prova a 10N contro 445 PS

La mappa RX di Fig. 4.74 mostra la distribuzione degli elementi sulla superficie di una pista ottenuta a 10 N per il pattino (non cementato) antagonista del cilindro rivestito Metco 445 APS. Si osserva l'elevata quantità di rame, che ovviamente proviene dal rivestimento termospruzzato sul cilindro, a testimonianza del verificarsi di fenomeni di usura adesiva e soprattutto di fenomeni di trasferimento dal rivestimento sulla superficie del pattino.

A ulteriore conferma del verificarsi di tali fenomeni, si mostra in Fig. 4.75 il dettaglio di una zona a base di materiale trasferito, in cui si può notare la presenza di rame e alluminio (dal rivestimento Metco 445 PS).

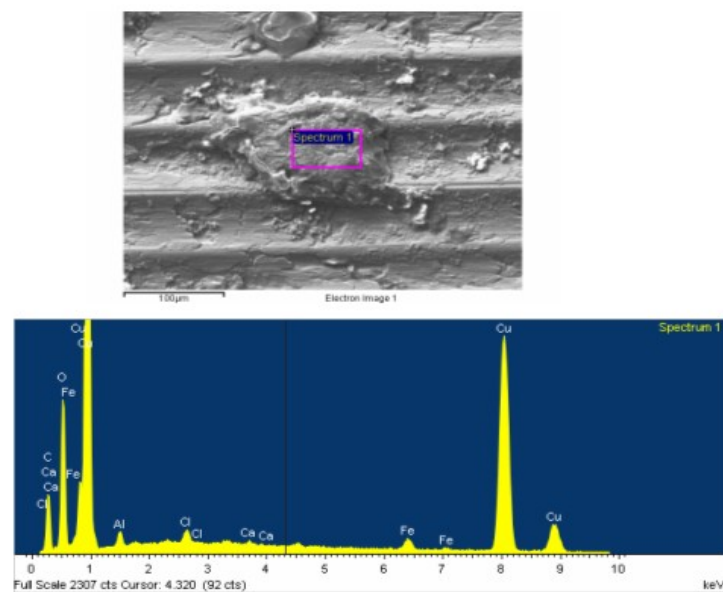


Figura 4.75: Analisi EDS eseguita su un detrito depositato sulla pista di usura

La mappa RX di Fig. 4.76 mostra la distribuzione degli elementi sulla superficie di una pista ottenuta a 10 N per il pattino (cementato) antagonista del cilindro rivestito Amdry 1371 PS.

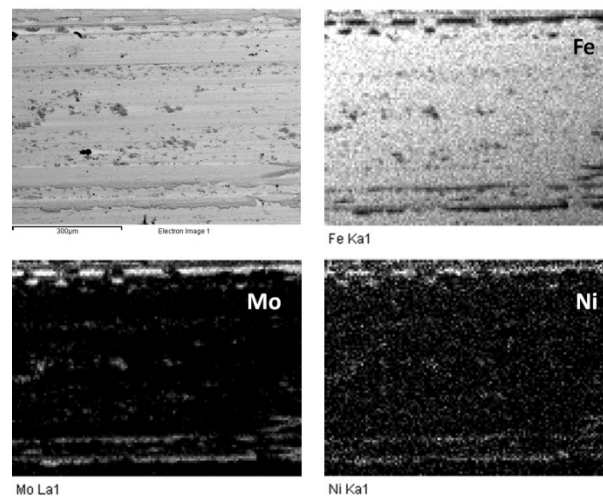


Fig. 4.76: Mappe RX (EDS) 500x della pista su pattino sottoposto a prova a 10N contro AM1371PS

Si nota anche in questo caso la presenza di strati di trasferimento (a base di Mo e Ni dal rivestimento termospruzzato) sul pattino cementato, dovuti al blando danneggiamento superficiale del rivestimento (in accordo col fatto che con la microscopia multifocale si era notato che nel cilindro erano presenti zone di scheggiatura sul cilindro). Questi strati di trasferimento sono probabilmente responsabili degli attriti relativamente elevati misurati per questo accoppiamento (Fig. 4.67).

4.8.3.2 Prove tribologiche: seconda fase

Come spiegato in precedenza, tale fase si è resa necessaria in quanto, nella configurazione pattino cementato-cilindro rivestito utilizzata nella prima fase, i rivestimenti termospruzzati depositati sui cilindri subiscono un'usura modesta e quindi non è possibile valutarne in modo approfondito il comportamento tribologico. Si è scelto quindi di utilizzare una configurazione invertita, che prevede il rivestimento applicato al pattino in acciaio. Come detto tale configurazione, pur non simulando in modo stringente il comportamento tribologico del motore reale, permette uno studio più approfondito sulle caratteristiche tribologiche dei tre rivestimenti.

Si riporta nel grafico di Fig. 4.77 l'andamento del coefficiente d'attrito medio in funzione del carico per ciascuna delle soluzioni analizzate.

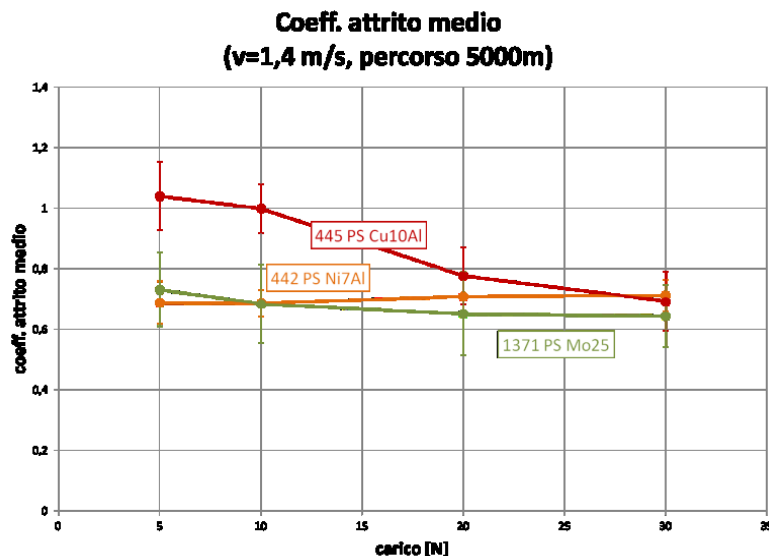


Fig. 4.77: Coefficiente d'attrito medio in funzione del carico

Dal grafico (Fig. 4.77) si evince che:

- 1) Il **Metco 442 PS** presenta un coefficiente d'attrito medio che rimane sostanzialmente costante all'aumentare del carico. Si osserva che il valore misurato è confrontabile con quanto osservato in letteratura per un rivestimento a matrice Ni depositato mediante termospruzzatura HVOF (strisciamento contro acciaio 100Cr6, geometria di contatto ball-on-disk).
- 2) L'**Amdry 1371 PS** presenta un comportamento sostanzialmente identico al 442 PS. In questo caso tuttavia il valore misurato del coefficiente d'attrito medio è risultato superiore a quanto osservato in letteratura per rivestimenti a base Mo depositato mediante termospruzzatura HVOF (strisciamento contro acciaio 100Cr6, geometria di contatto ball-on-disk): tali studi infatti riportavano valori del coefficiente d'attrito attorno a 0,5 [12,13].
- 3) Per quanto riguarda il **Metco 445 PS**, si nota che all'aumentare del carico il coefficiente d'attrito medio cala. Probabilmente questo è dovuto al fatto che i detriti a base di ossido di ferro, che si formano per effetto dell'usura tribo-ossidativa dell'antagonista 100Cr6, svolgono un ruolo lubrificante, che si accentua al crescere della quantità di ossido trasferito sulla superficie delle piste (crescente col carico normale) [14].
- 4) Ad alti carichi, il coefficiente d'attrito dei tre rivestimenti diventa indipendente dalla natura dello strato termospruzzato e raggiunge i valori tipici dei contatti da strisciamento in cui sono coinvolti strati di trasferimento a base di ossidi di ferro.

Si riportano in Fig. 4.78, 4.79 e 4.80 i grafici dell'andamento del coefficiente d'attrito in funzione del percorso di strisciamento ai vari carichi analizzati per ognuno degli accoppiamenti oggetto di studio in questa 'seconda fase'.

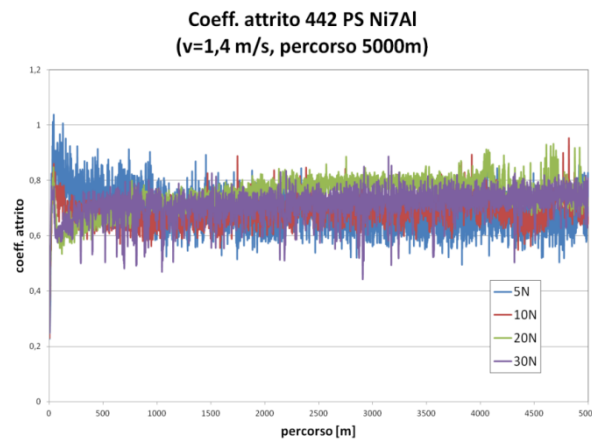


Fig. 4.78: Grafico dell'andamento del coefficiente d'attrito in funzione del percorso di strisciamento ai vari carichi per l'accoppiamento pattino rivestito con Metco 442 APS - cilindro in 100Cr6

Da Fig. 4.78 si nota che, nel caso del **Metco 442 APS**, il coefficiente d'attrito rimane più o meno costante all'aumentare del carico e del percorso di strisciamento. Si sottolinea che il coefficiente d'attrito medio misurato è confrontabile con quanto osservato in letteratura per un rivestimento a matrice Ni depositato mediante termospruzzatura HVOF (strisciamento contro acciaio 100Cr6, geometria di contatto ball-on-disk) [12,13].

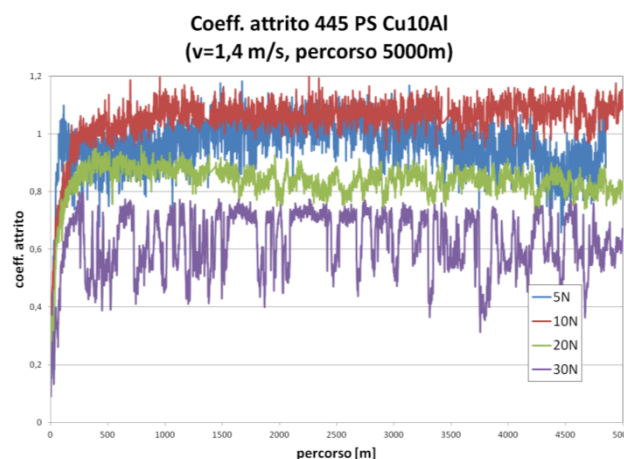


Fig. 4.79: Grafico dell'andamento del coefficiente d'attrito in funzione del percorso di strisciamento ai vari carichi per l'accoppiamento pattino rivestito con Metco 445 APS - cilindro in 100Cr6

Per quanto riguarda il **Metco 445 APS**, dal grafico in Fig. 4.79 si nota che all'aumentare del carico il coefficiente d'attrito medio cala. Probabilmente questo è dovuto al fatto che i detriti a base di ossido di ferro, che si formano per effetto dell'usura tribo-ossidativa dell'antagonista 100Cr6,

svolgono un ruolo lubrificante, che si accentua al crescere della quantità di ossido trasferito sulla superficie delle piste (crescente col carico normale), come dimostrato dall'analisi delle piste di usura.

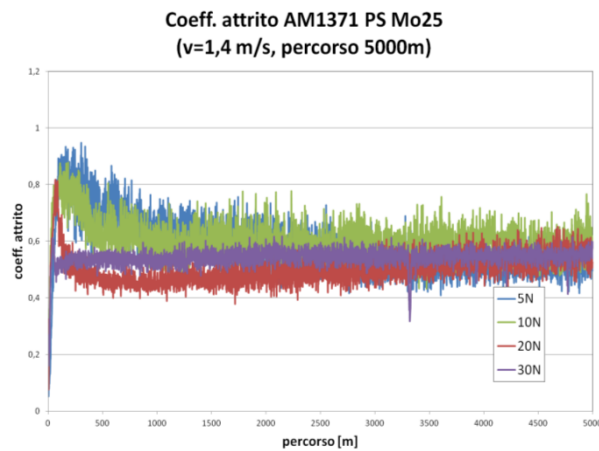


Fig. 4.80: Grafico dell'andamento del coefficiente d'attrito in funzione del percorso di strisciamento ai vari carichi per l'accoppiamento pattino rivestito con Amdry 1371 APS - cilindro in 100Cr6

Dal grafico di Fig. 4.80 si nota che, nel caso dell'**Amdry 1371 APS**, il coefficiente d'attrito diminuisce leggermente all'aumentare del carico, ma si mantiene a valori tipici per contatti in cui sono coinvolti strati di trasferimento a base di ossidi di ferro [14], la cui permanenza all'interfaccia tra i corpi a contatto è influenzata dal carico applicato.

Al termine di ogni prova sono state valutate la profondità e la larghezza delle piste di usura sulle barrette. Si sono ricavati quindi i volumi e il tasso d'usura, il cui valore medio in funzione del carico viene riportato nel grafico di Fig. 4.81.

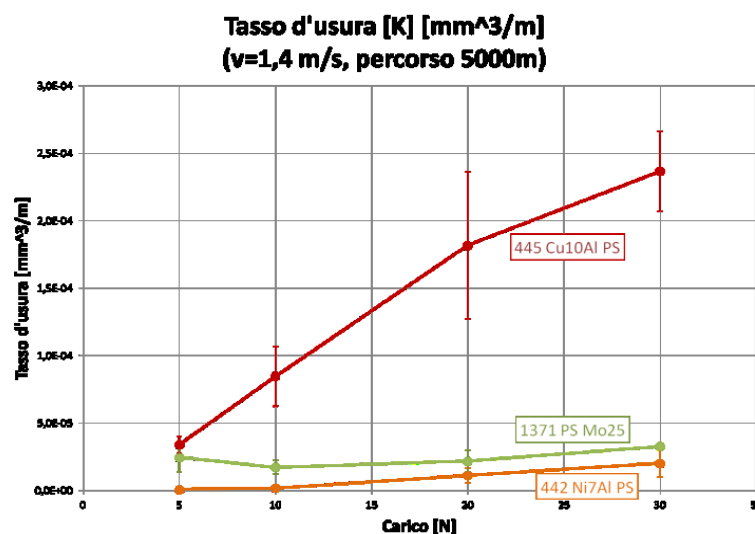


Fig. 5.29: Tasso d'usura medio in funzione del carico

Dal grafico (fig. 4.81) si evince che:

- 1) Il **Metco 442 PS** e l'**Amdry 1371 PS** presentano entrambi un tasso d'usura medio sostanzialmente costante al variare del carico: per l'Amdry 1371 il tasso d'usura oscilla attorno a un valore medio, mentre per il Metco 442 aumenta leggermente all'aumentare del carico. Si nota che il Metco 442 e l'Amdry 1371 presentano un comportamento molto simile (anche se il Metco 442 presenta un'usura leggermente inferiore), analogamente a quanto è risultato dallo studio del coefficiente d'attrito (Fig. 4.77);
- 2) Il **Metco 445 PS** mostra un tasso d'usura media notevolmente più alto rispetto agli altri due rivestimenti termospruzzati, in maniera del tutto analoga a quanto riscontrato dalle prove tribologiche nella prima fase.

Nel grafico di Fig. 4.82 si riportano i valori della profondità media delle piste d'usura dei pattini in funzione del carico per ciascuna delle soluzioni analizzate. Con le linee tratteggiate si sono indicati gli spessori medi dei vari rivestimenti ricavati in precedenza.

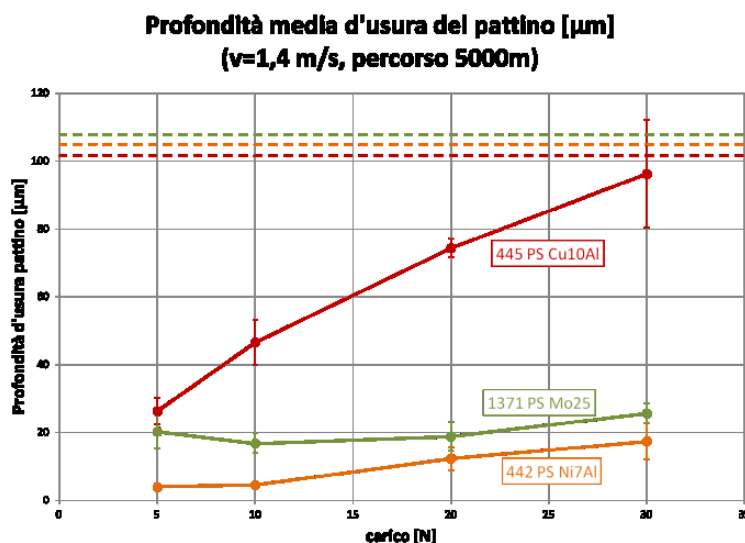


Fig. 4.82: Profondità d'usura media del pattino in funzione del carico

Per quanto riguarda l'interpretazione generale di tale grafico, si rimanda alle considerazioni svolte nel paragrafo precedente (profondità media e tasso d'usura del pattino sono infatti due grandezze direttamente proporzionali). Risulta tuttavia importante sottolineare che nel caso delle prove svolte con Metco 445 PS a 30N il pattino è stato usurato a tal punto che in alcuni casi è stato asportato l'intero rivestimento.

Al termine di ogni prova è stata valutata la profondità delle piste di usura del cilindro. Nel grafico di Fig. 4.83 si riporta la profondità media di tali piste in funzione del carico per ciascuna delle soluzioni analizzate.

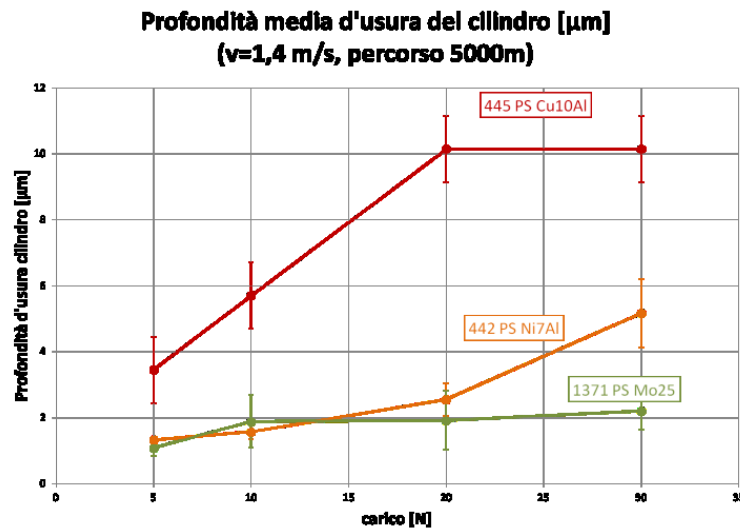


Fig. 4.83: Profondità d'usura media del cilindro in funzione del carico

Dal grafico si nota che per i cilindri antagonisti dei pattini rivestiti con **Metco 442 APS** e **Amdry 1371 APS**, la profondità media delle piste di usura è molto bassa e confrontabile fino a 20N. Dopo i 20 N, il cilindro antagonista del Metco 442 APS mostra piste di usura più profonde rispetto al cilindro antagonista dell'Amdry 1371 APS (per effetto della maggiore durezza del Metco 442 APS). Il cilindro antagonista del pattino rivestito con **Metco 445 APS** presenta un valore medio della profondità delle piste assai più elevato degli altri due rivestimenti termospruzzati, per ciascuno dei carichi analizzati. Si nota inoltre che la profondità d'usura aumenta in maniera lineare all'aumentare del carico fino a 20N, mentre tra 20N e 30N si mantiene costante.

Nelle figure 4.84 e 4.85 sono riportate le piste di usura dei cilindri e dei pattini rivestiti con strati termospruzzati per un carico di 10N, a ingrandimenti crescenti (50x e 250x).

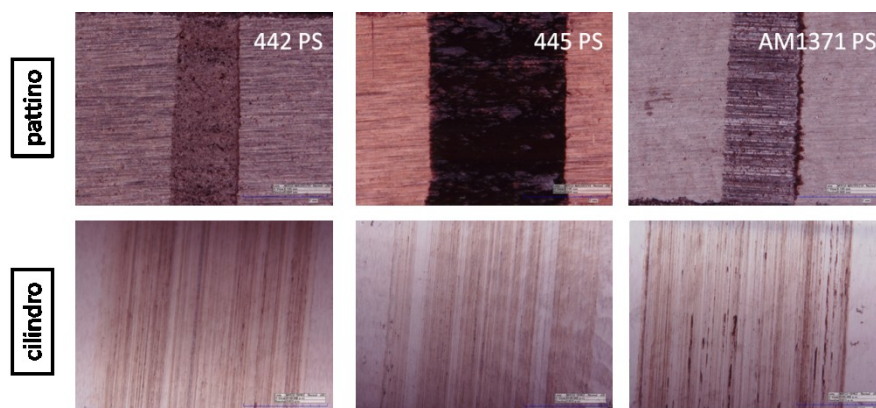


Fig. 4.84: Immagini in microscopia multifocale (50x) delle piste su pattini e cilindri in seguito alle prove a 10N

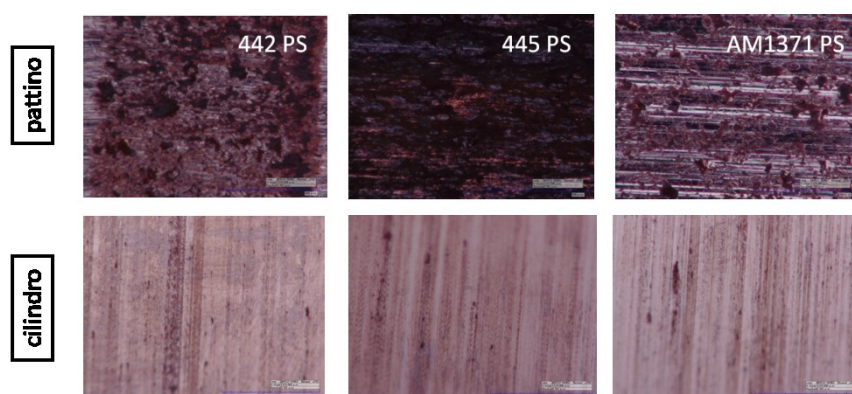


Fig. 4.85: Immagini in microscopia multifocale (250x) delle piste su pattini e cilindri in seguito alle prove a 10N

I pattini rivestiti con **Metco 442 PS** e **Amdry 1371 PS** mostrano minor usura, con una pista di usura più stretta e meno solcata o soggetta a fenomeni di scheggiatura del rivestimento. Il pattino rivestito con **Metco 445 PS** invece mostra la pista di usura più severa, con presenza di uno strato di trasferimento molto esteso.

Per quanto riguarda le piste sull'antagonista (cilindro in acciaio 100Cr6), si osserva in tutti i casi blandi segni di usura tribo-ossidativa.

Nel caso delle prove eseguite in configurazione “**seconda fase**”, dedicate a studiare la resistenza intrinseca dei rivestimenti termospruzzati, l'analisi morfologica/compositiva mediante SEM/EDS è stata svolta a due diversi carichi applicati: 10 N (come nel caso “prima fase”) e 30 N (carico limite delle prove tribologiche eseguite in questo lavoro).

Nelle immagini successive (Fig. 4.86, 4.87, 4.88 e 4.89) sono messe a confronto le morfologie delle piste di usura dei pattini rivestiti coi diversi rivestimenti termospruzzati dopo strisciamento contro acciaio 100Cr6 (configurazione “seconda fase”), a parità di ingrandimento. Sono riportate sia immagini SEM in elettroni secondari (SE), in cui prevale l'informazione di tipo morfologico, che immagini BSE (elettroni retrodiffusi), che permettono di ricavare anche informazioni di tipo compositivo.

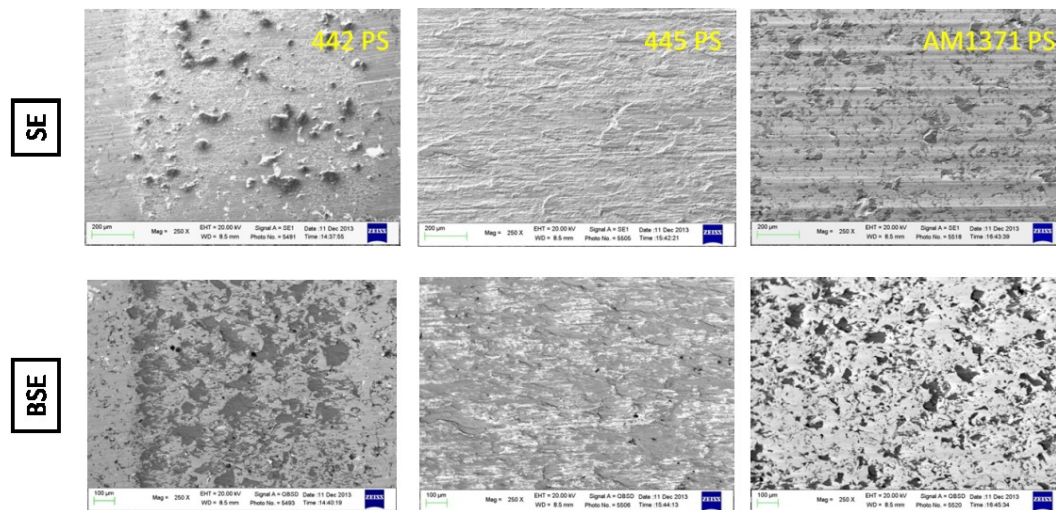


Fig. 4.86: Immagini SE e BSE (250x) delle piste d'usura su pattini in seguito alle prove a 10N

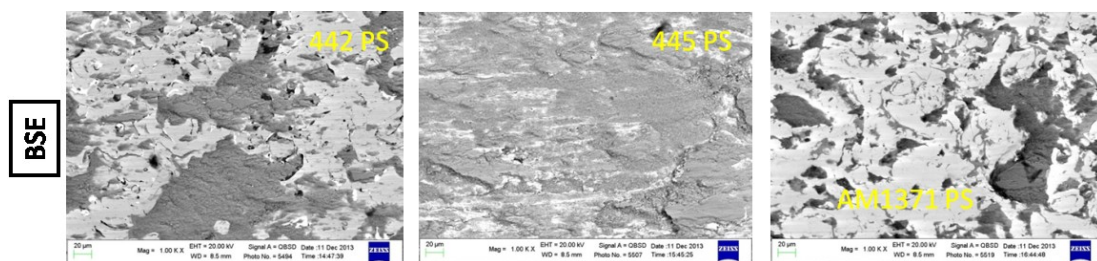


Fig. 4.87: Immagini BSE (1000x) delle piste d'usura su pattini in seguito alle prove a 10N

Dalle figure 4.86 e 4.87 si vede che la pista di usura più marcata è quella relativa al rivestimento Metco 445 APS, in cui si osserva l'estesa deformazione plastica del rivestimento, al di sotto di uno strato consistente di detriti a base di ossido di ferro (in grigio nelle immagini BSE). Il rivestimento Amdry 1371 mostra una più estesa tendenza a subire fenomeni di solcatura rispetto al Metco 442 (probabilmente dovuto alla minore durezza e all'assenza di strati protettivi a base di ossidi di ferro trasferiti dall'antagonista).

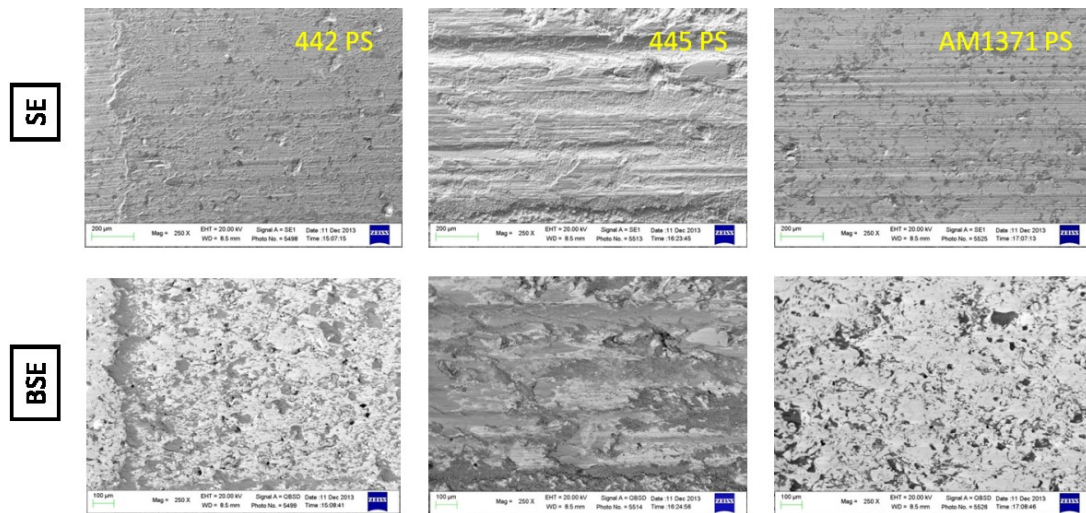


Fig. 4.88: Immagini SE e BSE (250x) delle piste d'usura su pattini in seguito alle prove a 30N

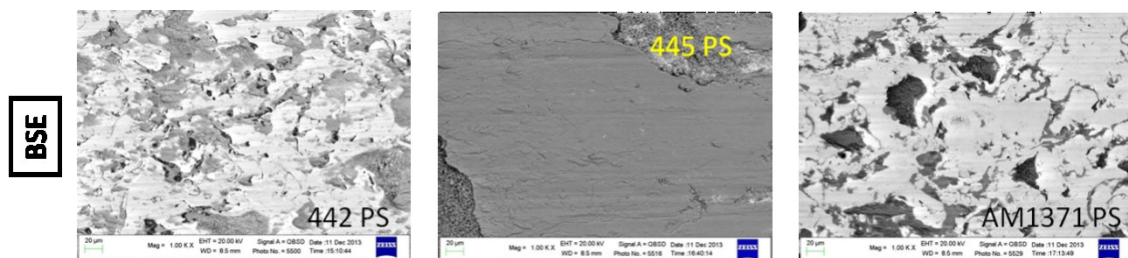


Fig. 4.89: Immagini BSE (1000x) delle piste d'usura su pattini in seguito alle prove a 30N

Per un carico normale di 30N (Fig. 4.88 e 4.89), si possono svolgere considerazioni analoghe a quanto fatto per il carico di 10N, tenendo presente che i fenomeni di danneggiamento (solcatura per Amdry 1371 PS, deformazione plastica e delaminazione da adesione per Metco 445 PS) risultano più marcati che a 10 N. In particolare la Fig. 4.89 mostra la diversa tendenza alla formazione di strati di trasferimento a base di ossidi di ferro (da usura tribo-ossidativa dell'antagonista) dei tre rivestimenti termospruzzati.

Di seguito sono riportate le micrografie delle stesse piste d'usura esaminate tramite SEM/EDS con mappe RX della distribuzione elementare. La mappa RX di figura 4.90 mostra la distribuzione degli elementi sulla superficie di una pista ottenuta a 10 N per il pattino rivestito Metco 442 APS antagonista del cilindro 100Cr6.

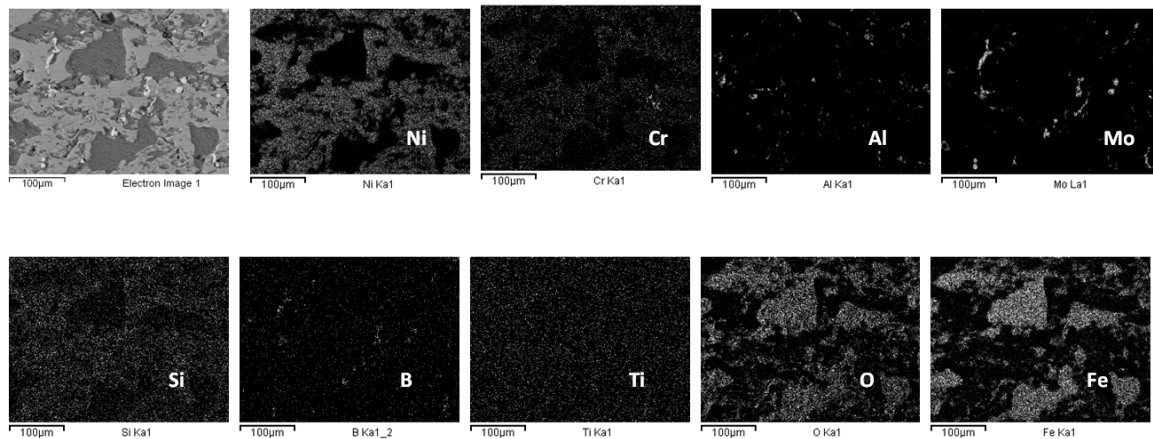


Fig. 4.90: Mappe RX (EDS) della pista del pattino rivestito con 442PS sottoposto a prova a 10N

Si nota la presenza di ossido di ferro, dovuta al fatto che il cilindro 100Cr6 subisce un'usura tribo-ossidativa moderata in queste condizioni di contatto. L'ossido di ferro si accumula dove sono presenti rientranze, molto probabilmente dovute alla blanda scheggiatura del rivestimento conseguente alla rettifica.

La mappa RX di figura 4.91 mostra la distribuzione degli elementi sulla superficie di una pista ottenuta a 30 N per il pattino rivestito Metco 442 PS antagonista del cilindro 100Cr6.

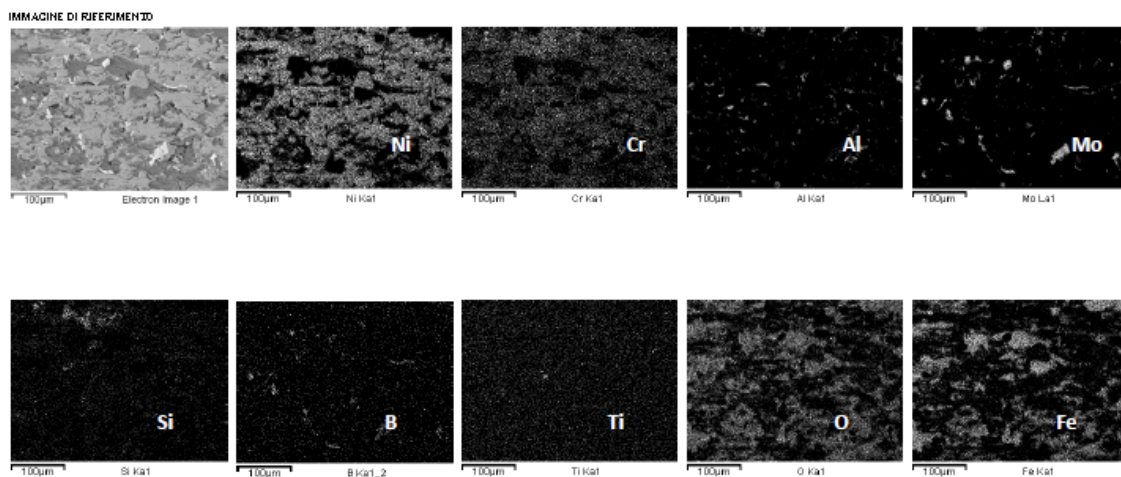


Fig. 4.91: Mappe RX (EDS) della pista del pattino rivestito con 442PS sottoposto a prova a 30N

La pista di usura ottenuta è molto simile a quella ottenuta a 10 N, a riprova del fatto che in questo intervallo di carico il rivestimento non subisce danneggiamenti significativi.

Per evidenziare gli effetti dell'usura sul pattino, in figura 4.92 viene messa a confronto la morfologia della pista di usura a 10 N sul rivestimento Metco 442 APS, con una zona del pattino non usurata.

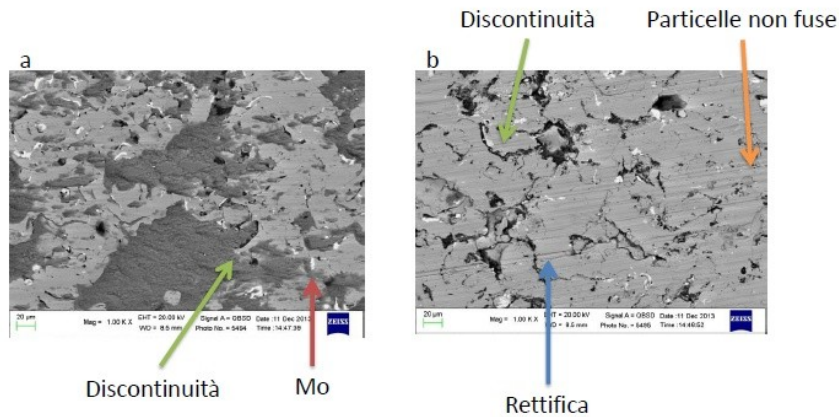


Fig. 4.92: a) Pista di usura a 10 N, b) zona del pattino non usurata, per un pattino rivestito Metco 442 APS.

. Si possono notare:

- le particelle di Mo (aree chiare nell'immagine BSE)
- le discontinuità presenti anche nella zona di pattino non usurato, quindi formate durante per scheggiatura durante la rettifica. Si nota anche la solcatura, sempre dovuta a rettifica
- presenza di particelle non fuse (tipiche dei rivestimenti termospruzzati)

La mappa RX di figura 4.93 mostra la distribuzione degli elementi sulla superficie di una pista ottenuta a 10 N per il pattino rivestito Metco 445 PS, dopo strisciamento contro il cilindro antagonista in acciaio 100Cr6.

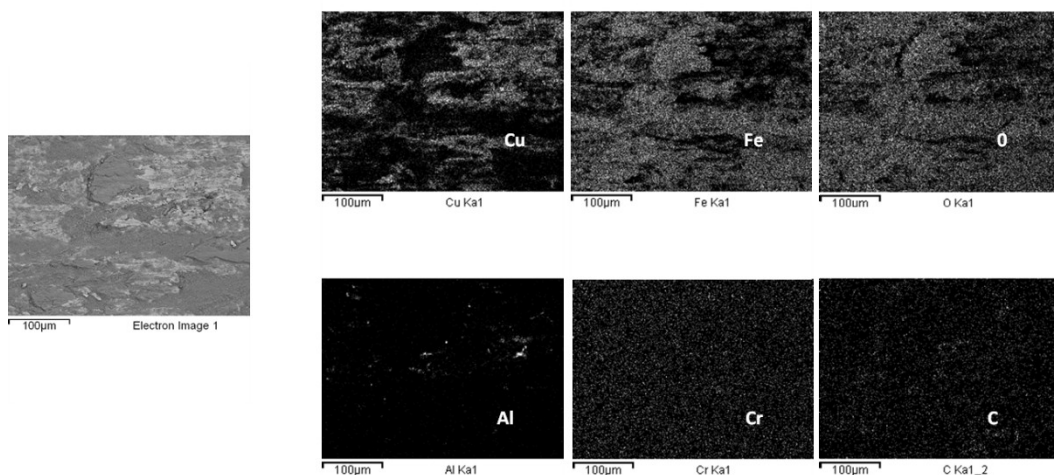


Fig. 4.93: Mappe RX (EDS) della pista del pattino rivestito con 445PS sottoposto a prova a 10N

Si nota la presenza di uno strato esteso di materiale trasferito dal cilindro, a base di Fe ed O (dovuto all'usura tribo-ossidativa dell'antagonista, come precedentemente discusso), che si trasferisce stabilmente sulla superficie a bassa durezza del Metco 445.

La mappa RX di figura 4.94 mostra la distribuzione degli elementi sulla superficie di una pista ottenuta a 30 N per il pattino rivestito Metco 445 PS, dopo strisciamento contro il cilindro antagonista in acciaio 100Cr6.

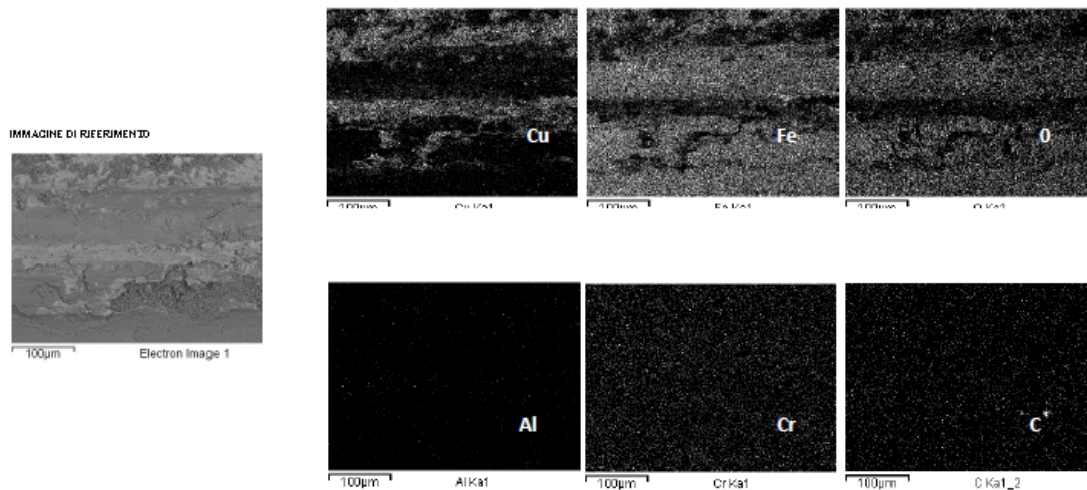


Fig. 4.94: Mappe RX (EDS) della pista del pattino rivestito con 445PS sottoposto a prova a 30N

Per quanto riguarda l'interpretazione di tali mappe RX, si possono fare considerazioni del tutto analoghe a quelle fatte in precedenza per le piste a 10N (ovvero presenza di uno strato esteso di materiale trasferito dal cilindro a base di Fe ed O, a testimonianza dell'usura tribossidativa dell'antagonista), sottolineando però che lo strato di ossidi di ferro risulta più esteso, e le zone di deformazione plastica e solcatura sono più evidenti.

Per evidenziare le differenze fra le piste a 10N e a 30N, in figura 4.95 viene messa a confronto la morfologia della pista di usura a 10 N sul rivestimento Metco 442 APS, con la pista di usura a 30N e con una zona del pattino non usurata.

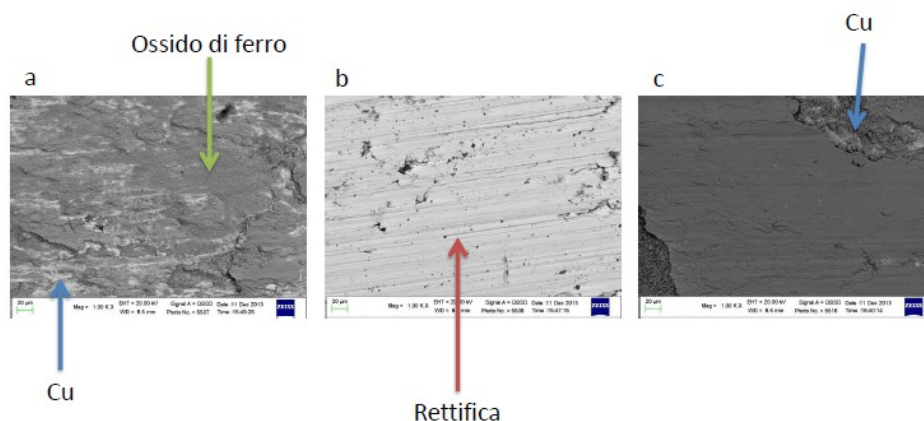


Fig. 4.95: a) Pista di usura a 10N, b) zona del pattino non usurata, c) pista di usura a 30 N, per un pattino rivestito Metco 445 APS.

Come già evidenziato dalle mappe RX, si può notare che a 30 N rispetto a 10 N:

- la deformazione plastica e la solcatura sono più evidenti
- lo strato di ossidi di ferro è più esteso e spesso (quindi contribuisce al calo del coefficiente di attrito descritto in precedenza per questo sistema)

La mappa RX di figura 4.96 mostra la distribuzione degli elementi sulla superficie di una pista ottenuta a 10 N per il pattino rivestito Amdry 1371 PS, dopo strisciamento contro il cilindro antagonista in acciaio 100Cr6

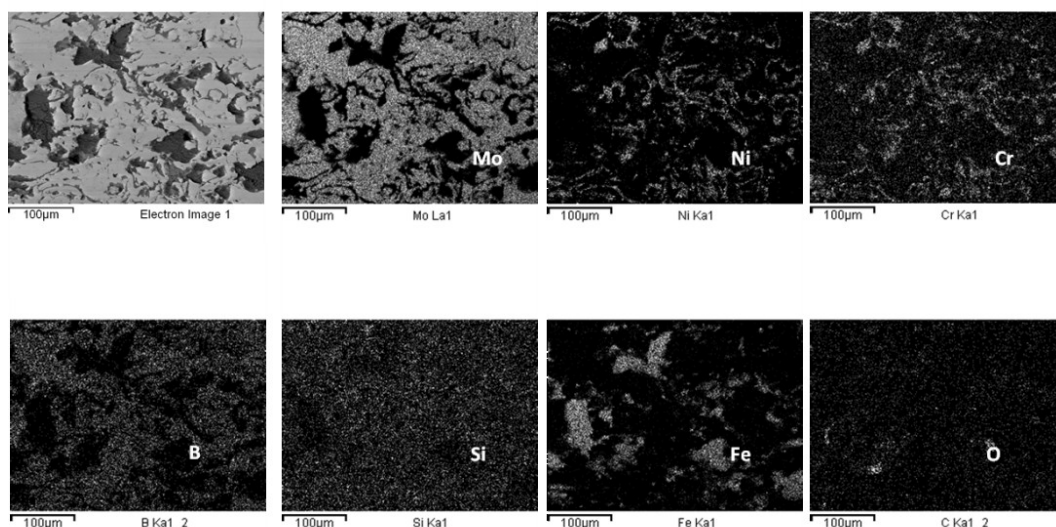


Fig. 4.96: Mappe RX (EDS) della pista del pattino rivestito con Amdry1371 APS sottoposto a prova a 10N

Si può notare che il Cr è associato al Ni, e che il B è distribuito in maniera uniforme nella matrice (come descritto relativamente alla caratterizzazione dei rivestimenti allo stato di fornitura). L'aspetto più interessante dal punto di vista tribologico, tuttavia, è la presenza di aree in cui si riscontra la presenza di ossidi di ferro (dovuta all'usura tribo-ossidativa dell'antagonista, come descritto in precedenza).

La mappa RX di figura 4.97 mostra la distribuzione degli elementi sulla superficie di una pista ottenuta a 30 N per il pattino rivestito Amdry 1371 PS, dopo strisciamento contro il cilindro antagonista in acciaio 100Cr6.

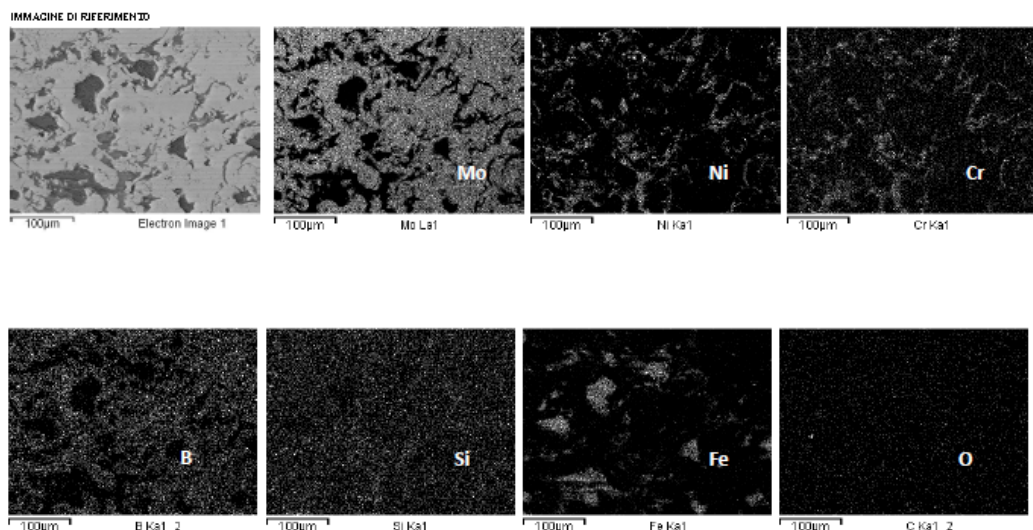


Fig. 4.97: Mappe RX (EDS) della pista del pattino rivestito con Amdry1371 APS sottoposto a prova a 30N

La mappa ottenuta è molto simile a quella a 10N, quindi, come nel caso del rivestimento Metco 442 APS, non si riscontrano significativi incrementi del danneggiamento al crescere del carico applicato.

Per evidenziare gli effetti dell'usura sul pattino, in figura 4.98 viene messa a confronto la morfologia della pista di usura a 10 N sul rivestimento Metco 442 APS, con una zona del pattino non usurata.

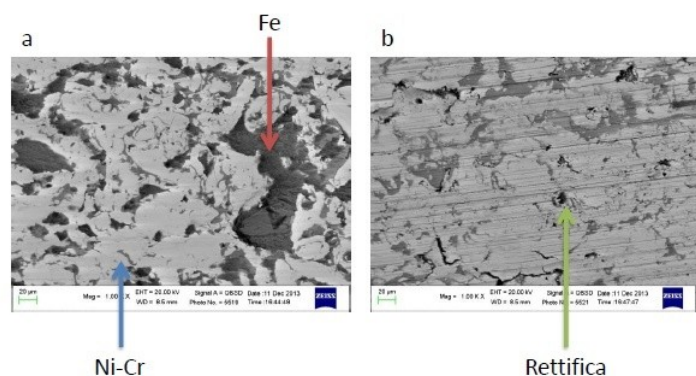


Fig. 4.98: a) Pista di usura a 10 N, b) zona del pattino non usurata, per un pattino rivestito Metco 445 PS.

Dalla figura 5.46, possiamo notare che la pista non è particolarmente danneggiata (non si osservano fenomeni di decoesione per frattura fragile del rivestimento).

4.8.4 Conclusioni

L'analisi tribologica delle possibili soluzioni alternative ha evidenziato che, in entrambe le configurazioni di prova (fase 1: rivestimenti applicati al cilindro, fase 2: rivestimenti applicati al pattino), il rivestimento APS Metco 442 (base Ni) è risultato il più performante ed ha evidenziato coefficienti d'attrito e tassi d'usura inferiori anche alla soluzione attualmente utilizzata per i componenti oggetto di studio (AFS Metco 442). Questo comportamento può essere facilmente spiegato in relazione alla diversa tecnologia di deposizione utilizzata. Infatti, la deposizione mediante Plasma Spray (PS), rispetto alla deposizione Flame Spray (FS), garantisce una maggiore velocità d'impatto delle polveri sul substrato e conseguentemente una maggiore durezza e densità del rivestimento. È proprio quest'ultima caratteristica che limita il distacco di frammenti abrasivi durante il funzionamento e riduce di conseguenza il tasso di usura di entrambi i corpi a contatto, garantendo una maggiore durata dei componenti e dello stesso motore idraulico.

4.9 CONCLUSIONI

Lo scopo di questa parte del lavoro di tesi è stato lo studio di alcune problematiche tribologiche, soprattutto in termini di resistenza ad usura, presenti nei motori idraulici a pistoncini radiali a colonna di fluido. L'indagine ha riguardato, in particolare, il contatto strisciante tra i 5 cilindri del motore (in acciaio cementato) e l'albero eccentrico (in acciaio da bonifica rivestito mediante uno strato a base Ni, depositato mediante *Flame Spray*).

Dalla "failure analysis" su componenti da prove a banco e dalle prove tribologiche di laboratorio, si possono trarre alcune conclusioni preliminari sul comportamento tribologico dei materiali studiati e fare alcune ipotesi migliorative.

In particolare, dalla "*failure analysis*" effettuata sui componenti dei motori idraulici sottoposti alle prove a banco, effettuate in condizioni di carico e velocità costanti, per diversi percorsi di strisciamento, è emerso che:

- i materiali risultano conformi alle specifiche fornite dall'azienda;
- il meccanismo di usura prevalente è quello abrasivo a due corpi: dal rivestimento depositato sull'albero si staccano particelle dure come l'allumina (Al_2O_3 di durezza $\sim 1360 \text{ HV}_1$) o l'ossido di titanio (da 714 a 1122 HV_1) che abradono sia l'antagonista (cilindro cementato, durezza $\sim 800 \text{ HV}_1$) che la matrice a base nichel del rivestimento (durezza $< 400 \text{ HV}_{0.3}$). Questa ipotesi, emersa già dopo l'analisi del materiale della prima prova ($\sim 5000 \text{ m}$), soprattutto per la presenza di solchi più o meno profondi su entrambe le superfici di contatto, è stata confermata dall'analisi del materiale della seconda prova ($\sim 20000 \text{ m}$). Le due superfici a contatto infatti, presentano solchi ancora più numerosi e profondi (i cilindri in particolare) e sulle superfici dei cilindri sono state identificate particelle di allumina e biossido di titanio, distaccatesi dal rivestimento.

Le prove tribologiche di laboratorio sono state effettuate in configurazione pattino su cilindro, dove il pattino è costituito da acciaio cementato (che nel motore costituisce il cilindro telescopico), mentre il cilindro antagonista è costituito da acciaio da bonifica rivestito con rivestimento a base Ni (come quello depositato sull'albero motore). Si è fissata la velocità di strisciamento (1,4 m/s) e si sono variati i carichi (da 10 a 40 N) ed i percorsi di strisciamento (5000, 10000 e 20000 m).

Da queste prove è emerso che:

- durante lo strisciamento, si osservano transizioni sia nell'attrito che nell'usura (da usura moderata/basso attrito ad usura severa/alto attrito);
- a parità di carico, il coefficiente d'attrito medio cresce all'aumentare del percorso;

- all'aumentare del carico, a parità di percorso, il coefficiente d'attrito medio cresce, e la transizione da usura moderata a severa avviene per distanze sempre minori;
- all'aumentare del carico, a parità di percorso, il tasso di usura cresce in modo esponenziale, mentre con carico fisso rimane circa costante sotto i 10000 metri di percorso, aumentando per percorsi maggiori;
- l'usura risulta maggiormente a carico del pattino rispetto al cilindro: sia la larghezza che la profondità delle piste sui pattini crescono all'aumentare del carico e del percorso.
- ai bassi carichi (10 e 20 N) l'usura si mantiene tribossidativa moderata, mentre ai carichi più alti (30 e 40 N) si ha una transizione verso un meccanismo di usura severa, generata dal distacco di particelle dure provenienti dal rivestimento che abradono il rivestimento e producono deformazione plastica marcata (sia sui pattini che sul cilindro).
- anche con bassi carichi (10 N), ma con percorsi di strisciamento maggiori di 10 km, si può assistere ad una transizione da usura tribossidativa moderata ad usura severa per abrasione.

Una più approfondita verifica dei meccanismi di usura prevede, comunque, che vengano eseguite ulteriori prove al banco, nelle stesse condizioni di carico e velocità, per maggiori distanze di strisciamento, effettuando anche un'analisi dei detriti di usura.

Una possibile soluzione per limitare il distacco di frammenti dal rivestimento, e ridurre quindi l'usura, potrebbe essere l'utilizzo di ***rivestimenti a maggiore densità e con minor contenuto di prodotti di ossidazione di elevata durezza***. Ciò può essere ottenuto, ad esempio, effettuando una deposizione sottovuoto, mediante Air Plasma Spray (APS) oppure utilizzando la tecnica **HVOF** (High Velocity Oxy Fuel). Bisognerà però anche tener conto che un certo grado di porosità è utile, nel caso di contatti lubrificati, dato che favorisce la ritenzione del lubrificante.

In merito a ciò, l'analisi eseguita su una serie di rivestimenti Thermal Spray alternativi, in termini di tecniche di deposizione (AFS o APS) e tipologie di materiali depositati (base Ni, Mo, Cu/Al), ha evidenziato un potenziale candidato in grado di sostituire efficacemente la soluzione attuale. L'analisi tribologica, svolta mediante prove di strisciamento in assenza nominale di lubrificazione, ha evidenziato che, in entrambe le configurazioni di prova (fase 1: rivestimenti applicati al cilindro, fase 2: rivestimenti applicati al pattino), il rivestimento APS Metco 442 (base Ni) è risultato il più performante ed ha evidenziato bassi coefficienti d'attrito e tassi d'usura. La deposizione APS attraverso una maggiore velocità d'impatto delle polveri sul substrato genera una maggiore densità del rivestimento, impedendo il distacco di frammenti abrasivi, riducendo di conseguenza il tasso di usura dei componenti e aumentando la durata del motore idraulico.

BIBLIOGRAFIA

- [1] J.R. Davis (Ed.), *Handbook of thermal spray technology*, ASM International and The Thermal Spray Society, 2004
- [2] L. Ceschini, A. Marconi, C.Martini, A. Morri, *Tribological behaviour of components for radial piston hydraulic motors: bench tests, failure analysis and laboratory dry sliding test*, *Wear* 305 238- 247, 2013
- [3] Sulzer Metco, *METCO 442 self-bonding stainless composite powder*, 2000
- [4] Sulzer Metco, *METCO 445 self-bonding aluminum-bronza powder*, 2000
- [5] Amdry, *Molybdenun blended powder for wear resistant coatings*, Plasma-Technik, 1993
- [6] UNI EN 10083-1: *Acciai da bonifica – parte 1: condizioni tecniche generali di fornitura* (2006)
- [7] ASTM international, “ASTM G77-05(2010), *Standard Test Method For Ranking Resistance of Materials to Sliding Wear Using Block-on-Ring Wear Test*”.
- [8] B.A. Kushner, E.r. Novinski, *Thermal spray coatings, friction, lubrication and wear technology*, vol.18, ASM Handbook, ASM International 829-833.
- [9] S. Sampath, X.Y. Jiang, J.Matejicek, L. Prchlik, A. Vaidya, *Role of thermal spray processing method on the microstructure, residual stress and properties of coatings: an integrated study for Ni- 5 wt. %Al bond coats*, *Materials Science and Engineering A* 364 (2004) 216- 231.
- [10] Bolelli, G., Cannillo, V., Lusvarghi, L. Manfredini, *Wear behavior of thermally sprayed ceramic oxide coatings*, *Wear* 261, 1298–1315 (2006)
- [11] Bolelli, G., Cannillo, V., Lusvarghi, L., Ricco`, *Mechanical and tribological properties of electrolytic hard chrome and HVOF-sprayed coatings*, *Surface Coat. Technol.* 200, 2995–3009 (2006)
- [12] G. Bolelli, B. Bonferroni, J. Laurila, L. Lusvarghi, A. Milanti, K. Niemi, P. Vuoristo, *micromechanil properties and sliding wear behaviour of HVOF-sprayed Fe-based alloy coatings*, *Wear* 276-277 (2012) 29-47
- [13] S. Houdkova, F. Zahalka, M. Kasparova, L. –M. Berger, *Comporative study of thermally sprayed coatings under different types of wear conditions for hard chromium replacement*, Springer Science+Business Media, LLC 2011
- [14] F.H. Stott, *The role of oxidation in the wear of alloys*, *Tribology International* 31, 1998, p.61-71.

CAPITOLO 5:

TECNICHE INNOVATIVE DI MODIFICAZIONE SUPERFICIALE IN FUNZIONE TRIBOLOGICA PER L'ACCIAIO INOSSIDABILE AUSTENITICO AISI 316L

5.1 INTRODUZIONE

Nell'ultima parte del percorso di dottorato sono state individuate e studiate tecniche innovative di modificazione superficiale per l'acciaio inox AISI 316L in funzione tribologica.

È noto che gli acciai inossidabili austenitici sono materiali largamente utilizzati in numerosi settori (come quello medicale o farmaceutico e alimentare) in cui sono richieste elevate resistenze alla corrosione. Tuttavia, le ridotte proprietà meccaniche, in particolare la bassa durezza che comporta bassa resistenza all'usura, ne limitano l'impiego in campo tribologico. La soluzione più utilizzata per risolvere questo problema è la deposizione elettrolitica di un rivestimento di Cr a spessore.

Il rivestimento di Cr grazie alla sua elevata durezza (1000 HV) garantisce una buona resistenza all'usura (che sarà in genere di tipo tribossidativo moderato). Ad oggi, però, l'utilizzo del Cr è vincolato da normativa Europea in termini di tossicità, con particolare riferimento al Cr (VI) presente nei bagni di elettrodeposizione. Per questo si cerca di sostituire tale rivestimento con alternative quali rivestimenti termospruzzati come allumina/titania o WC/Co o l'utilizzo di trattamenti termochimici diffusivi.

In una prima fase è stata eseguita un'analisi di una problematica tribologica di una macchina automatica per il dosaggio di polveri farmaceutiche, in cui un disco rotante in AISI 316L con rivestimento di Cr a spessore viene posto a contatto con due lamelle in AISI 301. L'obiettivo è stato quello di studiare il danneggiamento dei componenti reali della macchina automatica per valutare il meccanismo di usura ed identificare possibili soluzioni alternative. Per questo è stata programmata l'esecuzione di una serie di prove tribologiche indirizzate alla caratterizzazione di rivestimenti e trattamenti superficiali alternativi.

La seconda fase è stata incentrata sull'approfondimento dello studio di tecniche innovative di modificazione superficiale dell'acciaio inox austenitico AISI 316L con particolare attenzione al comportamento tribologico del trattamento di cementazione in bassa Temperatura (Low Temperature Carburizing: LTC) e del trattamento Duplex consistente in LTC seguito da ulteriore deposizione di un rivestimento DLC (Diamond Like Carbon).

5.2 SOSTITUZIONE DEL RIVESTIMENTO DI CR A SPESSORE SU ACCIAIO AISI 316L IN CONTATTI DI STRISCIAMENTO IN MACCHINE AUTOMATICHE PER L'INDUSTRIA FARMACEUTICA: FAILURE ANALYSIS E PROVE TRIBOLOGICHE IN LABORATORIO SU MATERIALI ALTERNATIVI

5.2.1 Analisi del sistema tribologico

Obiettivo del presente studio è stato quello di identificare i meccanismi di usura di due componenti della macchina automatica, impiegata per il dosaggio di polveri farmaceutiche, e le possibili alternative ai materiali e/o alle tecniche di modificazione superficiale dei componenti attualmente utilizzati. Questo studio risulta inoltre fondamentale per una corretta impostazione delle prove tribologiche svolte in laboratorio, che verranno successivamente condotte allo scopo di individuare materiali e/o trattamenti di modificazione superficiali alternativi a quelli attualmente in uso.

In Figura 5.1a è riportata la tavola di assemblaggio del sistema tribologico oggetto di studio, schematizzato nel disegno 3D di figura 5.1b, che risulta dunque costituito da:

- *triboelemento 1*: lamella di tenuta delle polveri con terminale in AISI 301;
- *triboelemento 2*: disco di dosaggio in AISI 316L, con superficie di strisciamento rivestita con riporto galvanico di cromo duro;
- *elemento interfacciale*: polvere farmaceutica (variabile a secondo dell'utilizzatore);
- *ambiente*: temperatura e grado di umidità ambientali (variabili a secondo del paese di utilizzo della macchina).

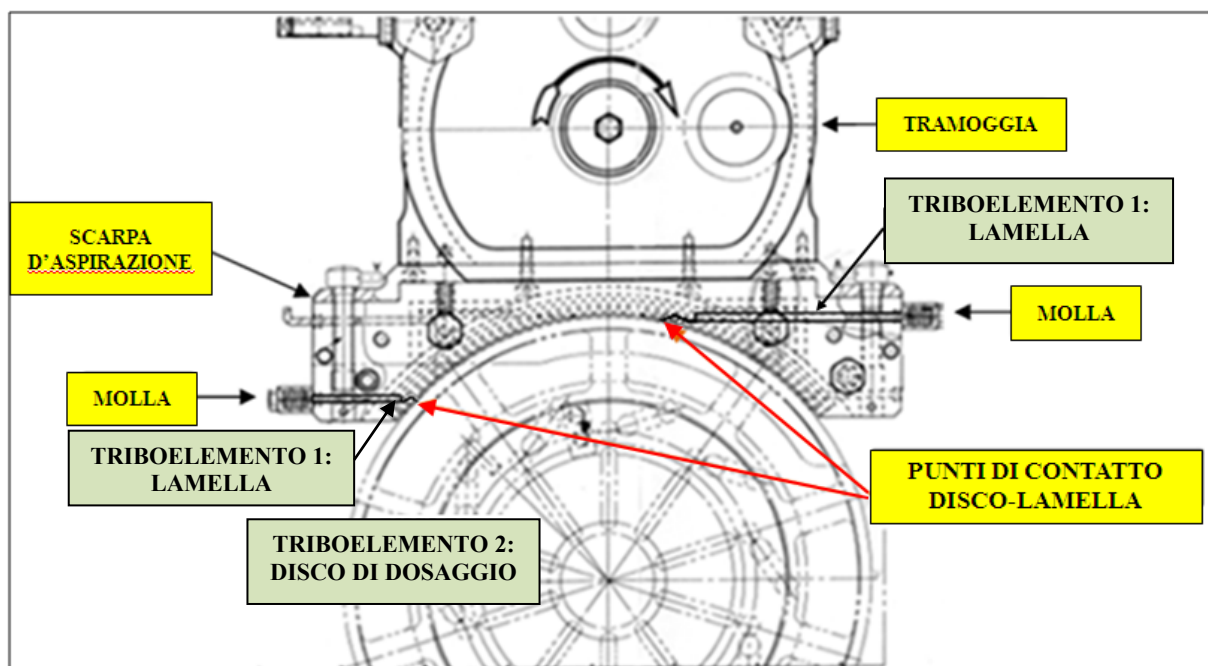


Fig. 5.1a – Assemblaggio dei triboelementi in macchina.

E' importante tener conto, al fine di interpretare correttamente i risultati delle indagini effettuate, che sono stati analizzati due tipi di lamelle: una lunga e una corta (per le quali sono in atto rotazione controrotazione rispettivamente).

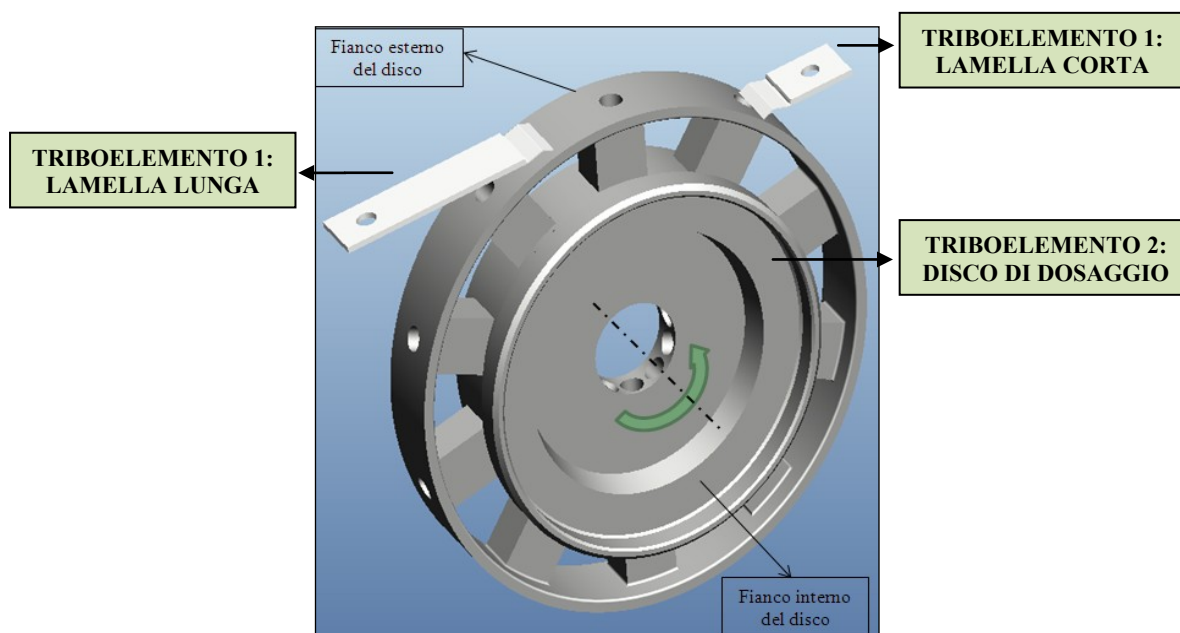


Fig. 5.1b – Particolare tridimensionale dei triboelementi.

I triboelementi sopra descritti appartengono ad una macchina automatica il cui scopo è il riempimento di flaconi con polvere farmaceutica. Il riempimento viene ottenuto mediante la rotazione intermittente e contemporanea di 4 dischi di dosaggio, in ognuno dei quali sono realizzati dieci fori cilindrici, che portano la dose programmata di polvere da una tramoggia verticale alla posizione di scarico. La polvere viene “risucchiata” all’interno del singolo foro mediante un’apposita pompa, la cui funzione aspirante agisce su un settore circolare del disco che include 3 fori, i quali si trovano a loro volta compresi in un’area della scarpa d’aspirazione delimitato dalle due lamelle destra e sinistra. Durante la rotazione del disco, una seconda pompa crea il vuoto su un settore circolare che include i fori, che progressivamente si trovano più vicini alla posizione verticale di scarico, in modo tale da evitare la perdita di polvere per gravità e forza centrifuga. Infine, sul foro che si trova in posizione verticale di scarico agisce una terza pompa che, tramite aria compressa, soffia la polvere nel flacone. I settori circolari, che consentono di ottenere le funzioni sopra descritte, si ottengono dalla particolare configurazione geometrica che si ottiene tra i fianchi di ciascuna coppia di dischi, quando essi sono montati insieme. Il moto relativo tra i triboelementi è di strisciamento in assenza nominale di lubrificazione in quanto, come noto, in ambito alimentare e farmaceutico, non è consentito l’uso di lubrificanti che possano contaminare il prodotto.

5.2.2 Indagini eseguite

Sono di seguito elencate le analisi condotte sui componenti oggetto di studio:

- Caratterizzazione microstrutturale, mediante:
 - Microscopia Ottica (MO)
 - Microscopia multifocale
 - Microscopia Elettronica a Scansione (SEM)
 - Spettroscopia a dispersione di energia (EDS)
 - Diffrazione di raggi X.
- Prove di prove di microdurezza $HV_{0,005}$ sulla parte terminale della lamella e $HV_{0,1}$ sul riporto di cromo duro del disco secondo la norma ISO 6507-1:2005

5.2.3 Suddivisione in settori dei campioni analizzati

Tenendo conto dell'assemblaggio della macchina riportato in figura 5.1a, con la relativa disposizione delle lamelle, è stata stabilita la configurazione di riferimento di figura 5.2 per la suddivisione in settori dei campioni nuovi ed usurati di lamelle e dischi.

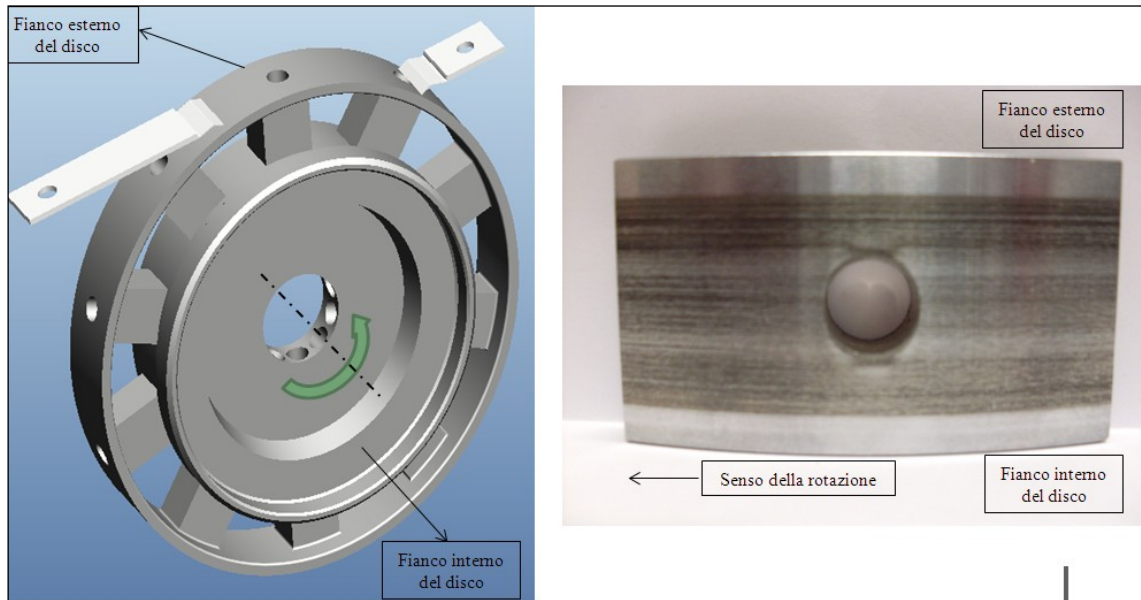


Fig. 5.2 – Configurazione di riferimento per dischi e lamelle nelle analisi.

Tenendo conto della configurazione di figura 5.2, è stata stabilita la suddivisione in settori della lamella lunga e dei fori come da figura 5.3a; la suddivisione in settori della lamella corta è invece schematizzata in figura 5.3b.

Chiaramente, questa suddivisione dei fori è la stessa per entrambe le tipologie di lamelle.

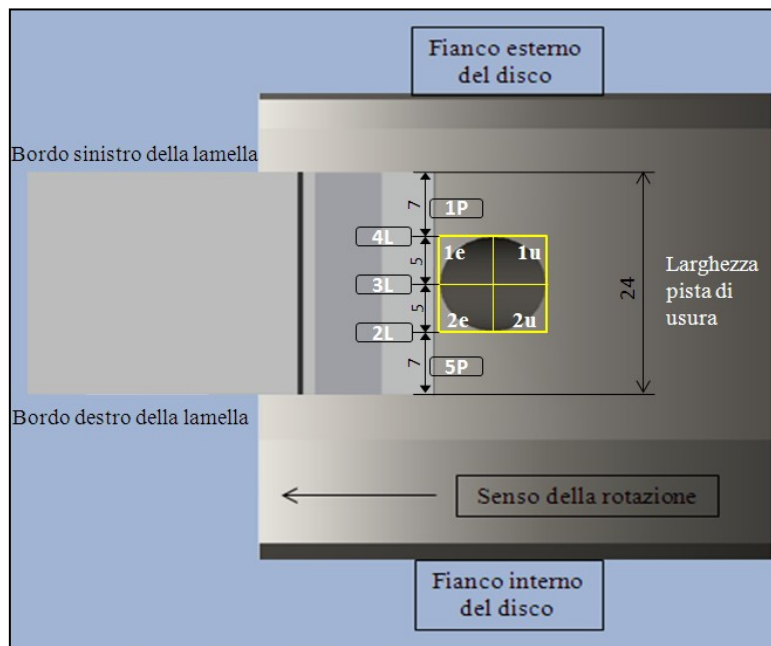


Fig. 5.3a – Suddivisione in settori della lamella lunga e dei fori del disco.

Osservando la figura 5.3a, si può facilmente intuire quale settore del disco corrisponda al relativo settore della lamella in corrispondenza della quota specificata, e viceversa. I settori riportati sono così definiti:

- *Settori 1e - 2e*: semibordo sinistro del foro su cui inizia il contatto con la lamella.
- *Settori 1u - 2u*: semibordo destro del foro su cui termina il contatto con la lamella.
- *Settori 2L, 3L, 4L*: zone della lamella lunga in corrispondenza delle quote specificate.
- *Settori 1P - 5P*: zone della pista di usura in cui la lamella non incontra mai i fori.

Seguendo il criterio di suddivisione visto in precedenza per la lamella lunga, è stata definita la suddivisione in settori della lamella corta.

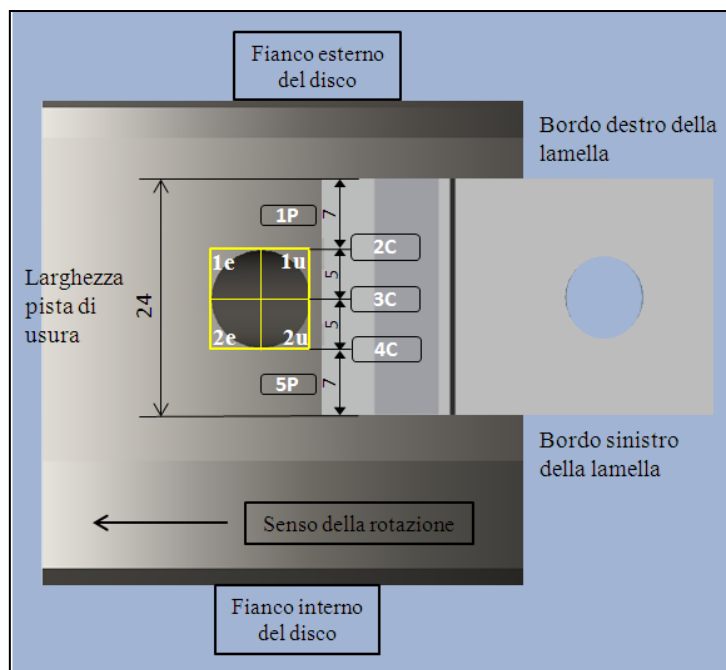


Fig. 5.3b – *Suddivisione in settori della lamella corta e dei fori del disco.*

Anche in questo caso si riporta la definizione dei settori individuati:

- *Settori 1e - 2e*: semibordo sinistro del foro su cui inizia il contatto con la lamella.
- *Settori 1u - 2u*: semibordo destro del foro su cui termina il contatto con la lamella.
- *Settori 2C, 3C, 4C*: zone della lamella lunga in corrispondenza delle quote specificate.
- *Settori 1P - 5P*: zone della pista di usura in cui la lamella non incontra mai i fori.

In figura 5.4 è schematizzata la suddivisione in settori di un foro del disco nuovo realizzato sulla base della fotocomposizione ottenuta al microscopio multifocale, per cui vale la definizione dei settori vista sopra.

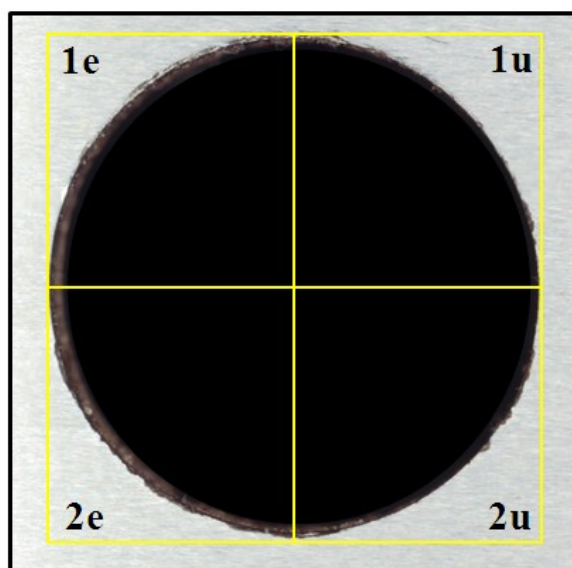


Fig. 5.4 – *Fotocomposizione e suddivisione in settori di un foro del disco nuovo.*

5.2.4 Risultati sperimentali

5.2.4.1 Caratterizzazione delle lamelle in AISI 301 nuove ed usurate

Le analisi al microscopio ottico, da cui sono state estratte le immagini di fig. 5.5, relative a due diverse aree del terminale della lamella, confermano l'alto tasso di incrudimento cui è stata sottoposta la lamella, evidente dalla struttura fibrosa, orientata nel senso della laminazione.

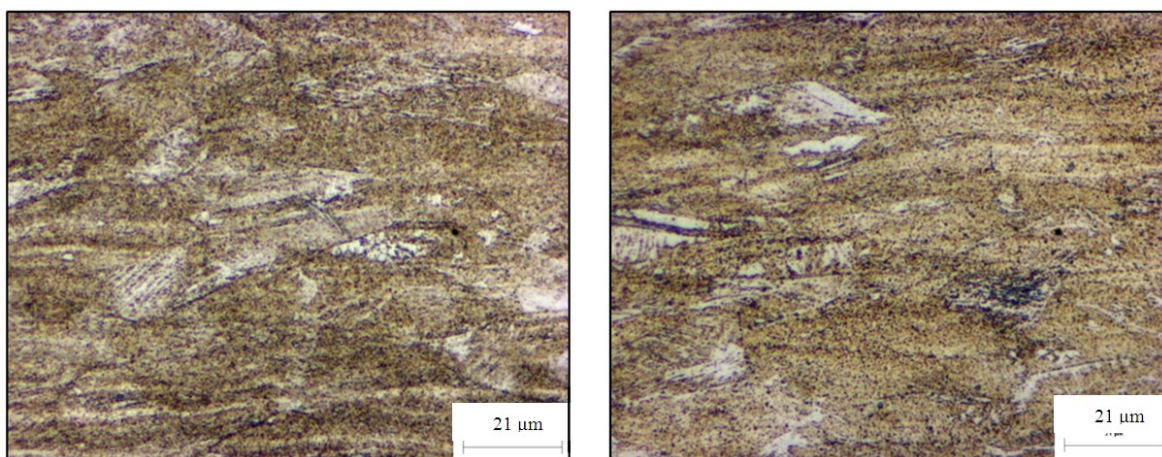


Fig. 5.5 - Micrografie ottiche della sezione longitudinale del terminale della lamella nuova, in due diverse zone della stessa.

E' importante tenere conto del fatto che l'acciaio AISI 301, sottoposto a deformazione plastica a freddo, incrudisce molto e quindi può aumentare molto le proprietà resistenziali (figura 5.6a), a seguito di formazione di martensite (figura 5.6b), con conseguente aumento della fragilità del componente, condizione che può risultare critica per un'eventuale applicazione tribologica.

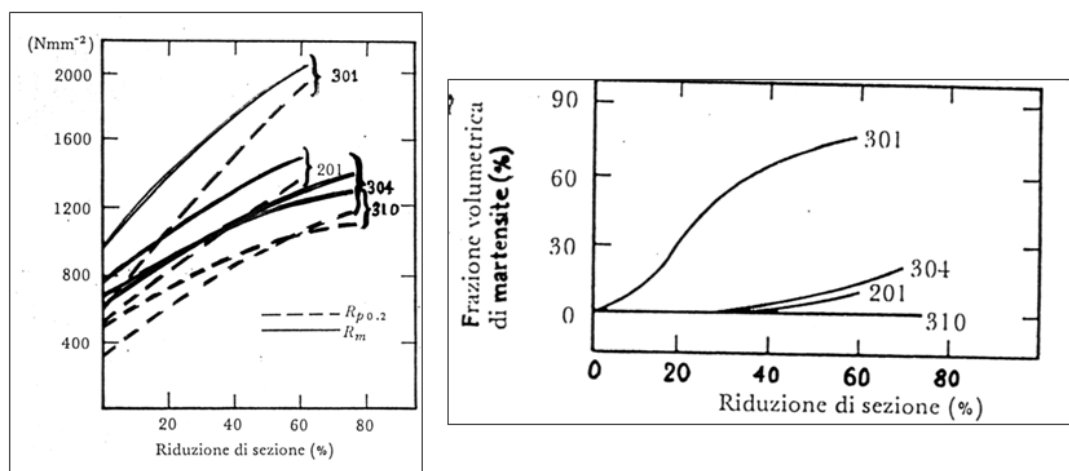


Fig. 5.6 – Effetto della deformazione plastica a freddo su alcuni tipi di acciai inox austenitici. Si noti a) la forte tendenza all'incrudimento dell'AISI301 e b) la corrispondente formazione di martensite.

Allo scopo di verificare l'eventuale presenza di martensite nella lamella oggetto delle analisi, è stata pertanto condotta un'analisi in diffrazione di raggi X. I risultati, riportati del diffrattogramma di figura 5.7, permettono di stimare che la martensite presente nella lamella nuova sia pari a circa il 23% in volume.

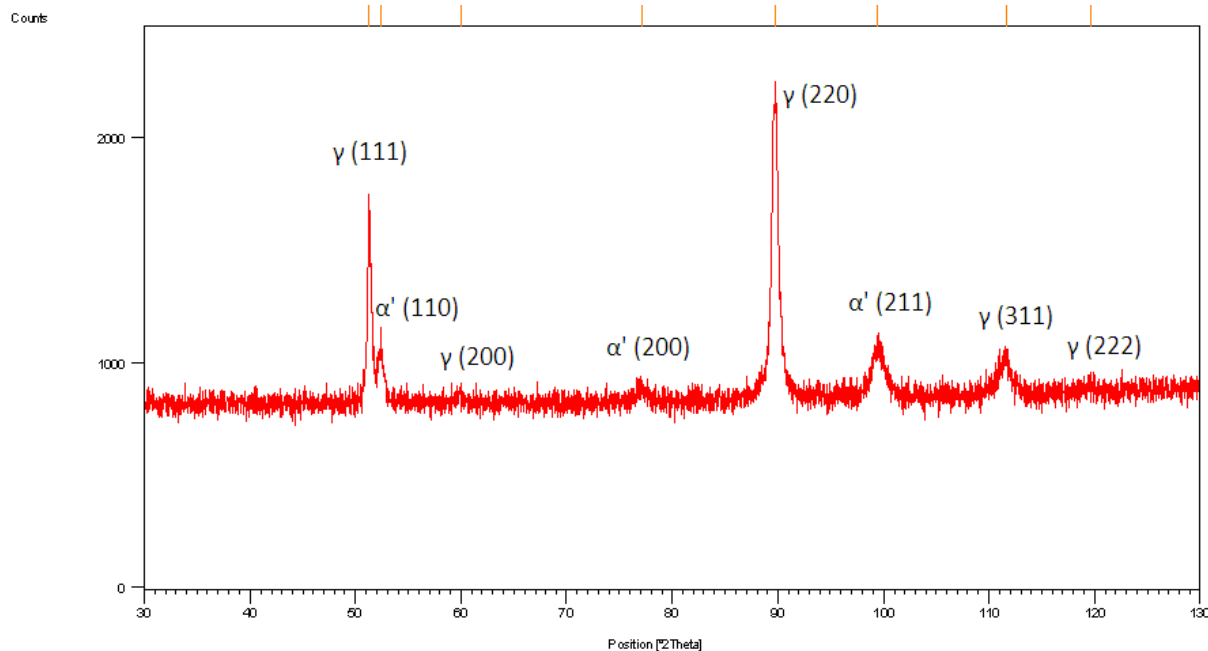


Figura 5.7: Spettro XRD (radiazione Co Ka) rappresentativo di una lamina in AISI 301: si osserva la presenza delle fasi austenite (γ) e martensite (α').

Per quanto riguarda la rugosità superficiale della lamella nuova, essa è risultata pari a $Ra=0,04 \mu m$. Il range di microdurezza rilevato è risultato pari a $212 \pm 49 HV_{0,005}$.

L'analisi SEM-EDS, effettuata in corrispondenza della parte centrale superiore del campione estratto dal terminale della lamella nuova, è riportata in figura 5.8 e ha confermato la composizione chimica tipica dell'AISI 301.

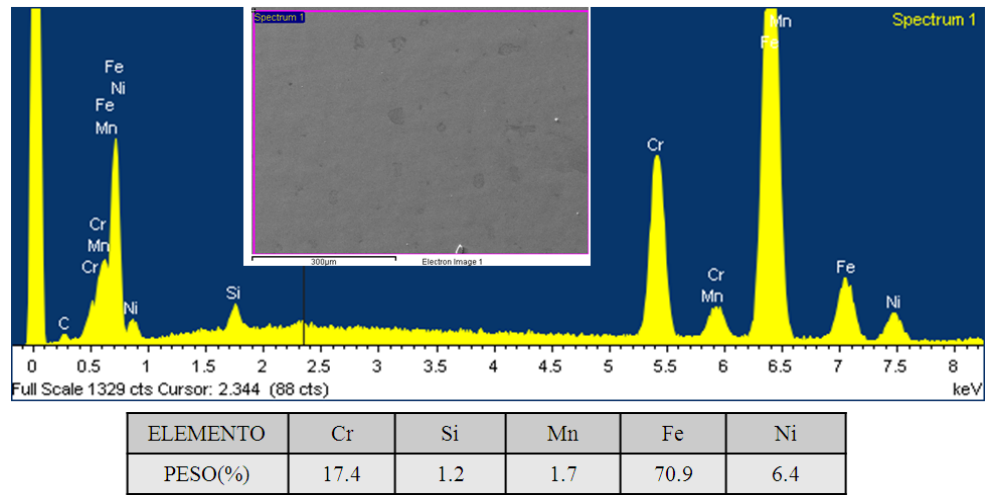


Fig. 5.8 – Analisi EDS del terminale della lamella nuova.

5.2.4.2 Osservazioni SEM sul bordo del terminale della lamella nuova ed usurata

Dalle osservazioni al microscopio elettronico a scansione (SEM) effettuate sulla porzione terminale della lamella nuova, emerge la presenza di zone caratterizzate da deformazione plastica e micro-danneggiamenti su fronte e retro della lamella dovute probabilmente alle lavorazioni meccaniche del terminale (fig. 5.9).

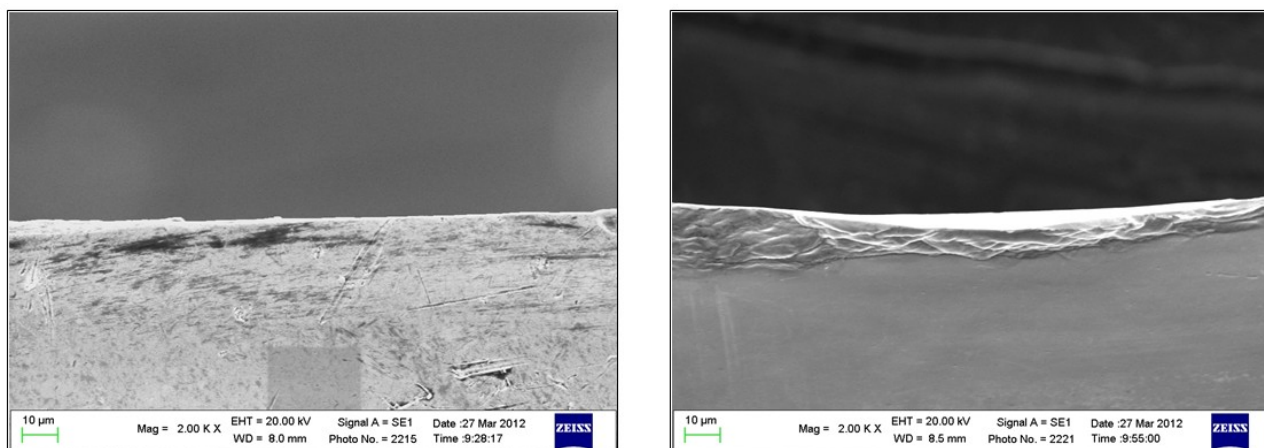


Fig. 5.9 –Fronte (a) e retro (b) della lamella nuova, segni di deformazione plastica

Tenendo conto della configurazione definita, la lamella corta è quella posizionata in opposizione alla direzione della rotazione. Questo tipo di posizionamento realizza un contatto strisciante tra lamella e disco che induce ad una forte deformazione plastica del bordo del terminale della lamella, con riporto di materiale sul fronte dello stesso (bordo superiore non a contatto col disco). Nelle figure 5.10 e 5.11 si può osservare il fenomeno descritto.

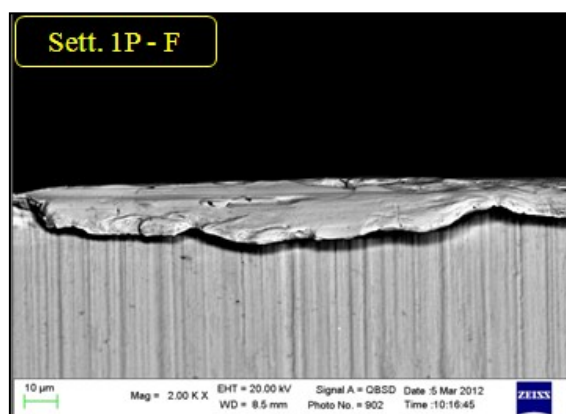


Fig. 5.11 - Riporto di materiale sul terminale della lamella usurata.

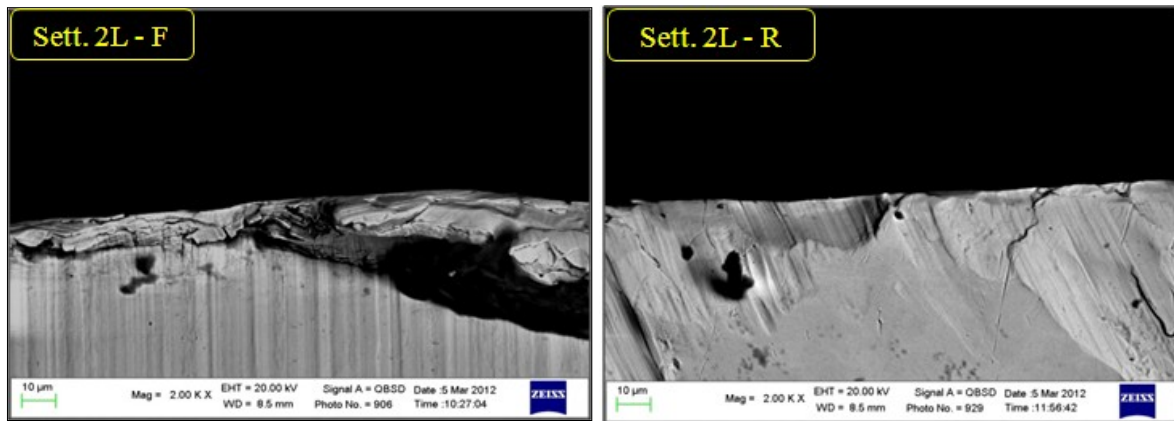


Fig. 5.11 - Danneggiamenti sul terminale della lamella usurata (fronte e retro).

L'analisi SEM-EDS, effettuata in corrispondenza delle zone danneggiate, e riportata in figura 5.12 ha mostrato che non si osserva un incremento significativo nel contenuto di Cr rispetto all'acciaio base e ha quindi consentito di ipotizzare l'assenza di cromo proveniente dal rivestimento del disco nelle parti danneggiate.

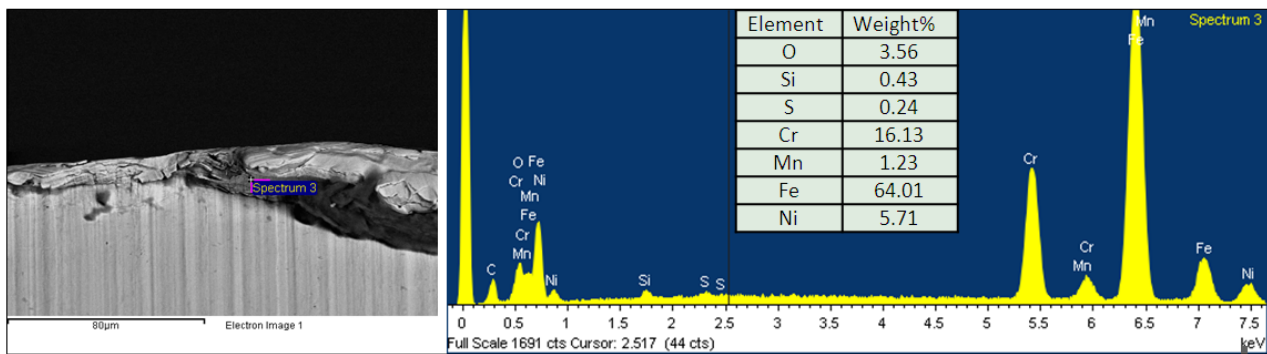


Fig. 5.12 – Spettro SEM-EDS sul riporto di materiale della lamella lunga usurata.

Il meccanismo di danneggiamento può ritenersi simile su tutta la lunghezza del bordo del terminale della lamella lunga, come precedentemente accennato, e come confermato dalle figure 5.13.

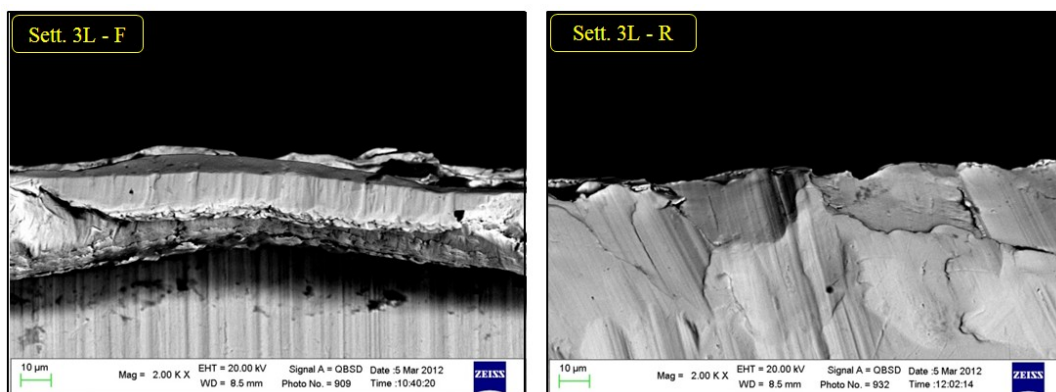


Fig. 5.13 - Deformazione plastica con riporto di materiale sul terminale della lamella lunga usurata.

Un'altra interessante osservazione riguarda la polvere farmaceutica, che sicuramente resta intrappolata nelle zone deformate della lamella, come evidenziato dallo spettro SEM-EDS di figura 5.15 relativa alle stesse zone illustrate in figura 5.14. Questo aspetto non può essere sottovalutato perché la presenza di polvere farmaceutica “inglobata” nella lamella in AISI301 potrebbe indurre ad un'azione abrasiva sul disco di dosaggio. Nella figura 5.14 relativa al settore 4L retro terminale, si può infine osservare anche frammentazione dell'acciaio, probabilmente per gli alti tassi di incrudimento ulteriormente indotti dal contatto tribologico, con conseguente possibile distacco di frammenti di usura dalla lamella stessa.

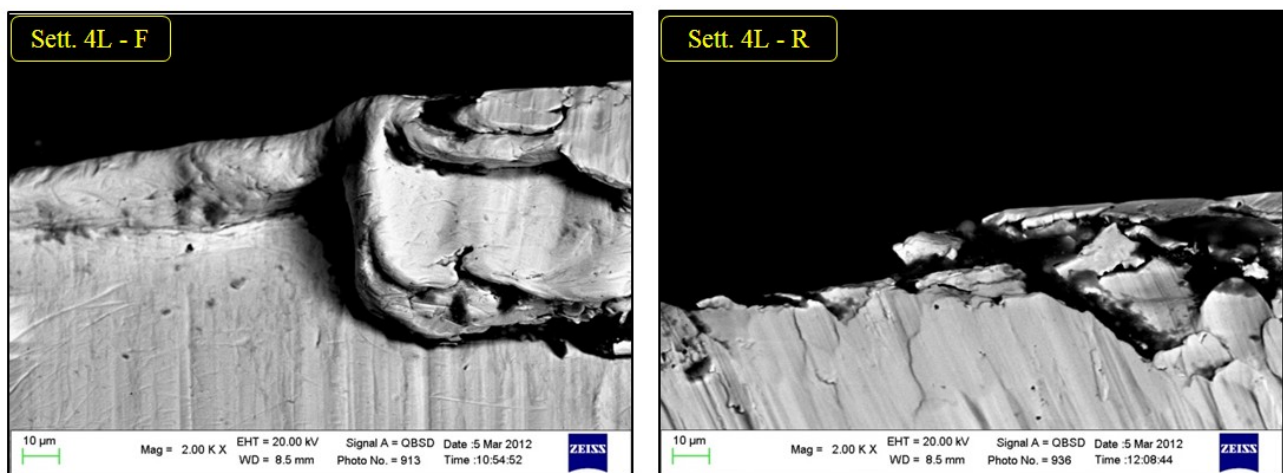


Fig. 5.14 - Deformazione plastica con riporto di materiale e frammentazione del bordo della lamella lunga usurata nel settore 4L.

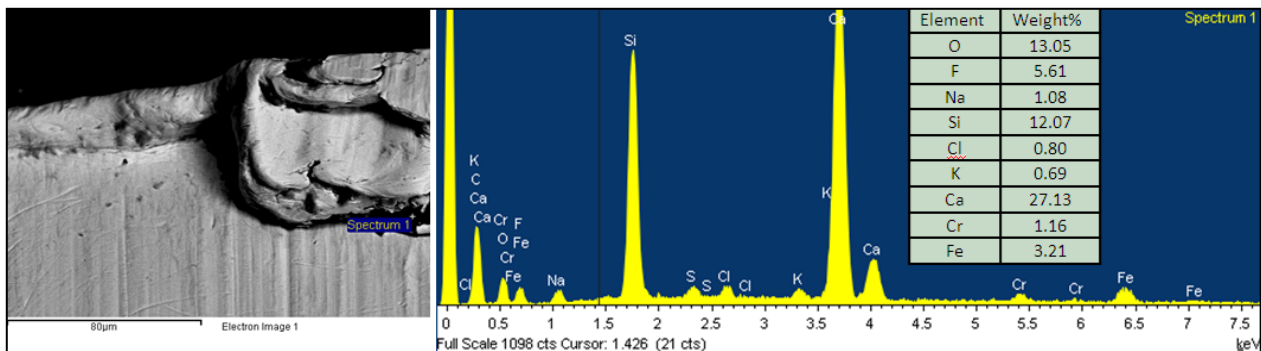


Fig. 5.15 – Spettro SEM-EDS che conferma la presenza di polvere farmaceutica “inglobata” nella lamella lunga usurata.

5.2.4.3 Confronto e conclusioni sui risultati relativi alle lamelle usurate

Dalle analisi condotte sulle lamelle si può concludere che il danneggiamento prevalente della lamella lunga sia un'**estesa deformazione plastica** sulla parte inferiore del terminale, con riporto di materiale sulla relativa parte superiore. Nel caso della lamella corta si assiste ad una deformazione di maggiore entità che porta alla **microframmentazione (conseguente al tribocontatto) con probabile perdita di materiale (sotto forma di frammenti di usura)** dalla parte inferiore del terminale e notevoli deformazioni plastiche sul fronte. Il **danneggiamento** indotto dallo strisciamento è dunque **maggiore** nel caso della **lamella corta**, con rotazione del disco contraria rispetto al posizionamento del terminale. Le tipologie di danneggiamento per usura delle lamelle sono confrontate sinteticamente in figura 5.16.

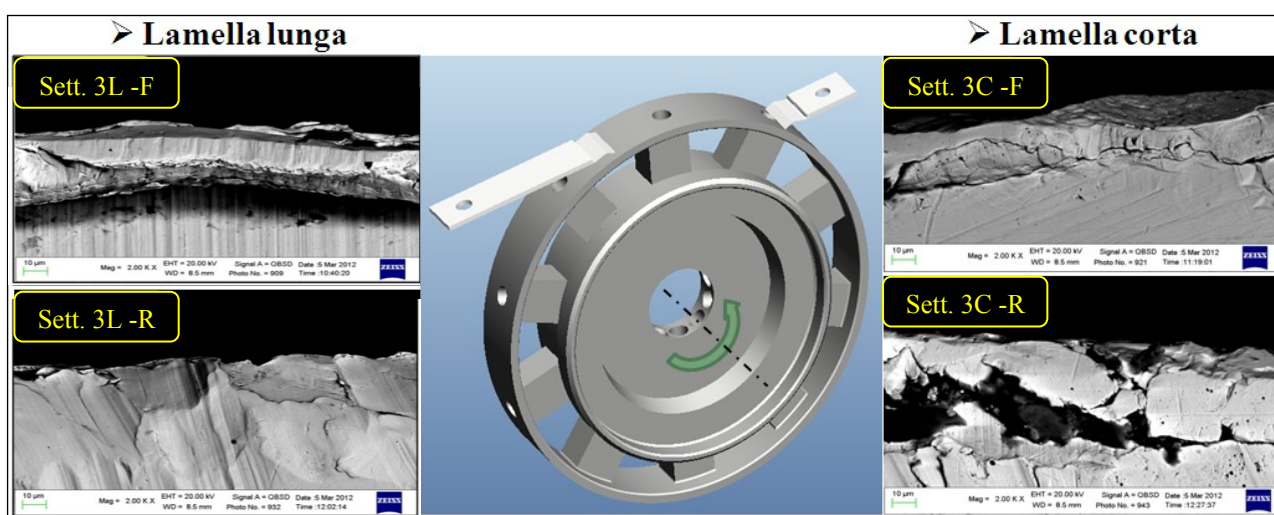


Fig. 5.16 – Sintesi delle modalità di danneggiamento delle lamelle lunghe e corte in AISI 301.

5.2.4.4 Analisi sul disco di dosaggio nuovo

Sono state effettuate analisi in microscopia ottica, misure di microdurezza e rilievi rugosimetrici. L'analisi metallografica è stata effettuata per verificare lo spessore e l'integrità del rivestimento di cromo duro realizzato sulla superficie del disco. I campioni estratti dalla superficie sono stati analizzati sia in direzione trasversale che longitudinale rispetto alla direzione di rotazione del disco. Per facilitare la preparativa metallografica, prima dell'inglobamento i campioni sono stati protetti con uno strato di rame. Nelle micrografie ottiche di figura 5.17 si può osservare lo strato di cromo nelle due direzioni longitudinali e trasversali, il cui spessore risulta pari a circa 70 μm . Il rivestimento di cromo a spessore ha presentato una rugosità media di 0,05 μm ed un valore di microdurezza di 1019 \pm 65 $\text{HV}_{0.1}$.

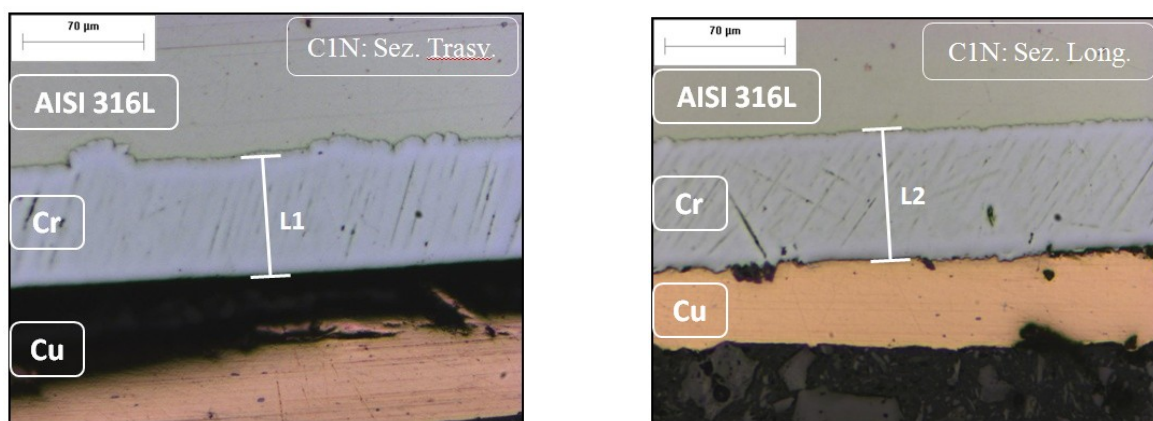


Fig. 5.17 – Micrografie ottiche che illustrano la morfologia del riporto in Cr sul disco di dosaggio in AISI 316L.

L'analisi SEM sulla sezione trasversale del riporto in cromo consente di visualizzare la presenza di microcricche trasversali, caratteristiche di questa tipologia di rivestimenti (figura 5.18), indotte dalle elevate tensioni residue di trazione che li caratterizzano.

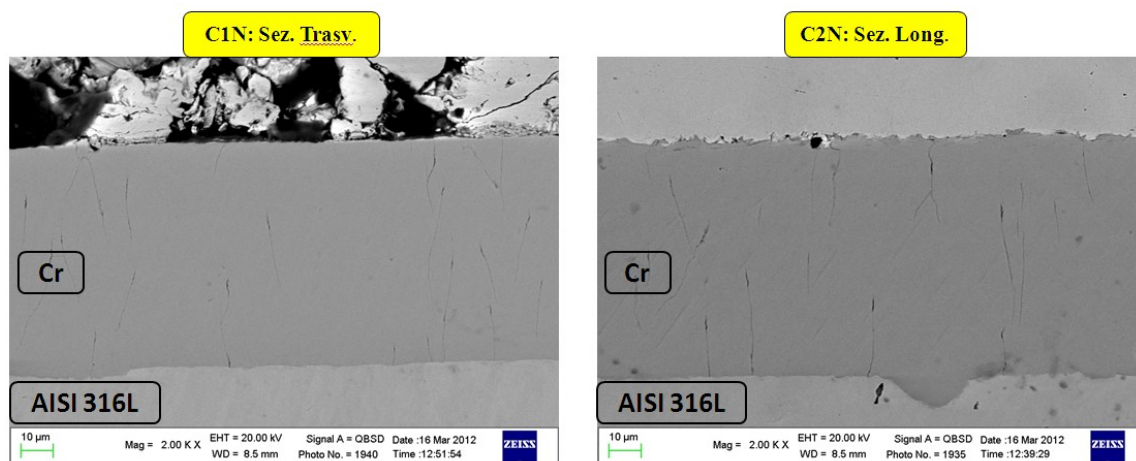


Fig. 5.18 – Micrografie SEM che illustrano la morfologia del rivestimento di cromo sul disco in AISI 316L.

Il foro del disco è stato analizzato anche al suo interno, per verificare la morfologia del rivestimento di cromo sui bordi dello stesso. Nella figura 5.19 viene illustrata la metodologia di analisi dell'interno del foro.

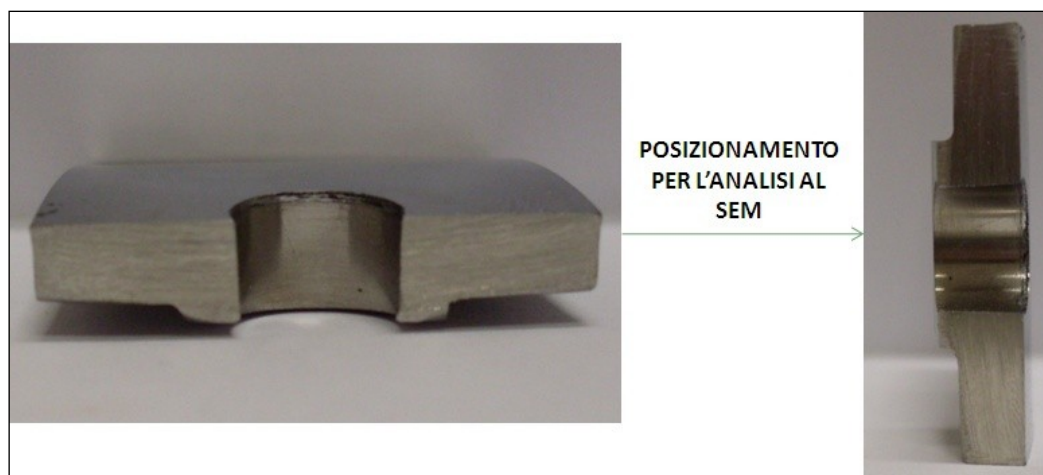


Fig. 5.19 – Posizionamento del campione per l'analisi al SEM.

L'analisi SEM_EDS della sezione del disco nuovo ha consentito di valutare la penetrazione del cromo verso l'interno del foro, condizione che influenza l'integrità del bordo del foro. Le analisi consentono di affermare che il Cr penetra all'interno del foro per una profondità di circa **700 μm** come osservabile dallo spettro EDS in figura 5.20.

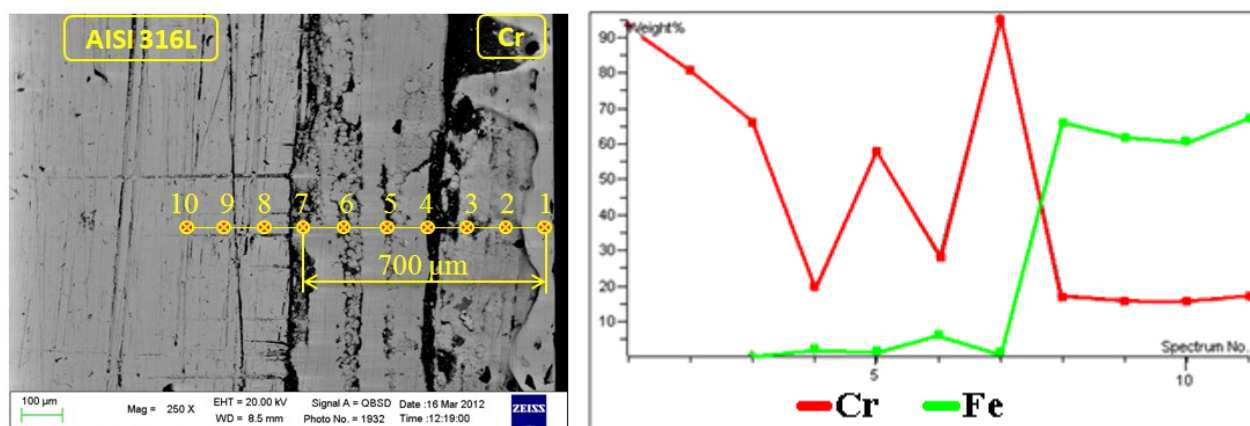


Fig. 5.20 – Analisi SEM-EDS all'interno del foro.

Sono state condotte analisi sia in microscopia multifocale che SEM in corrispondenza dei fori sul disco di dosaggio nuovo ed alcune micrografie rappresentative sono riportate nelle figure 5.21 e 5.22. Da queste emerge che sui bordi dei fori è presente, già prima dell'esercizio, un certo grado di danneggiamento del riporto in Cr, in forma di scheggiatura dello stesso. Sebbene l'entità del danno non sia rilevante, non può tuttavia essere trascurato poiché sicuramente faciliterà i meccanismi di danneggiamento nel corso del contatto tribologico.

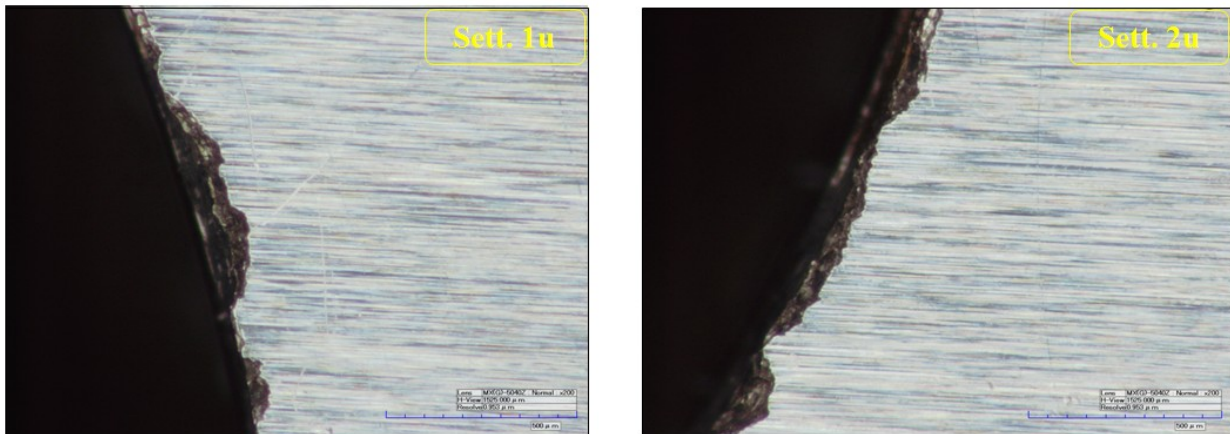


Fig. 5.21 - Danneggiamenti localizzati sul bordo dei fori (analisi in microscopia multifocale).

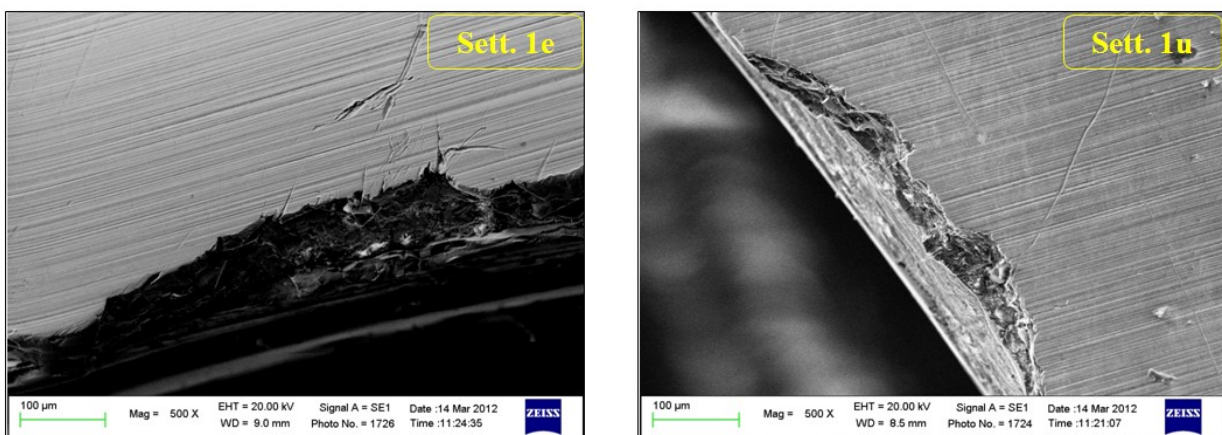


Fig. 5.22 - Danneggiamenti e graffi localizzati sul bordo dei fori (analisi al SEM).

Nelle zone danneggiate il rivestimento di cromo non risulta completamente rimosso, come emerge dall'analisi EDS di figura 5.23.

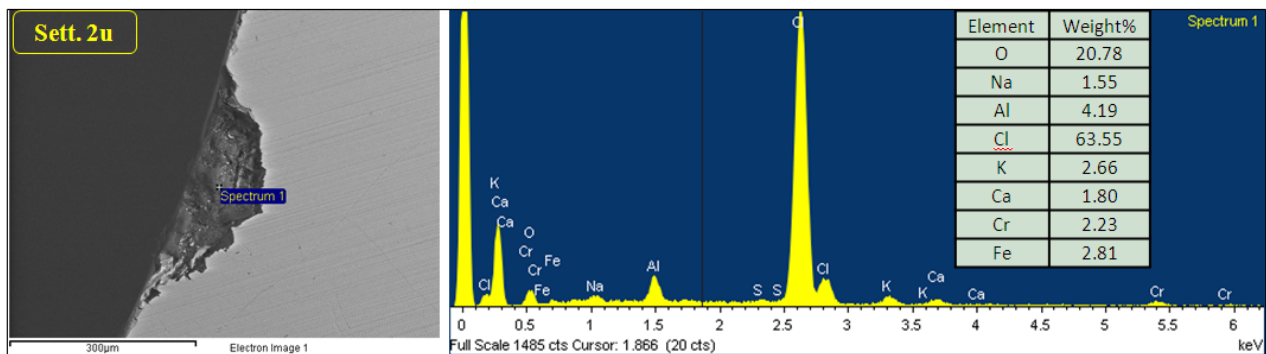


Fig. 5.23 - Spettro EDS in corrispondenza di una zona del bordo del foro danneggiata.

Anche in questo caso vale la suddivisione in settori riportata in figura 5.4. Le foto realizzate al microscopio multifocale consentono di distinguere chiaramente presenza di zone danneggiate a seguito del contatto tribologico e che riguardano sostanzialmente tutto il semibordo destro del foro e alcune precise zone del semibordo sinistro dello stesso (figura 5.24 – 5.25).

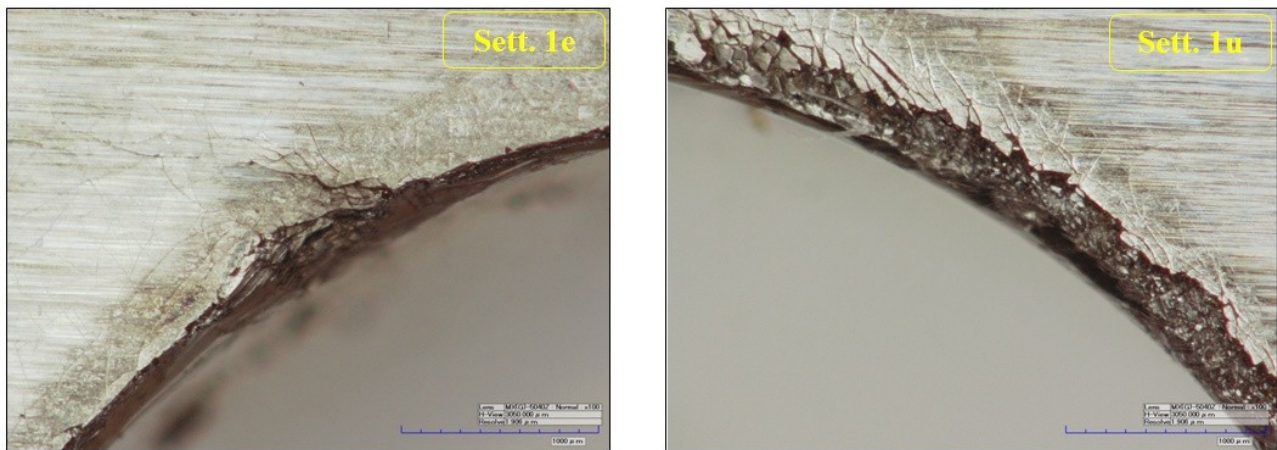


Fig. 5.24– Confronto del danneggiamento tra bordo superiore sinistro e destro di un foro sul disco usurato.

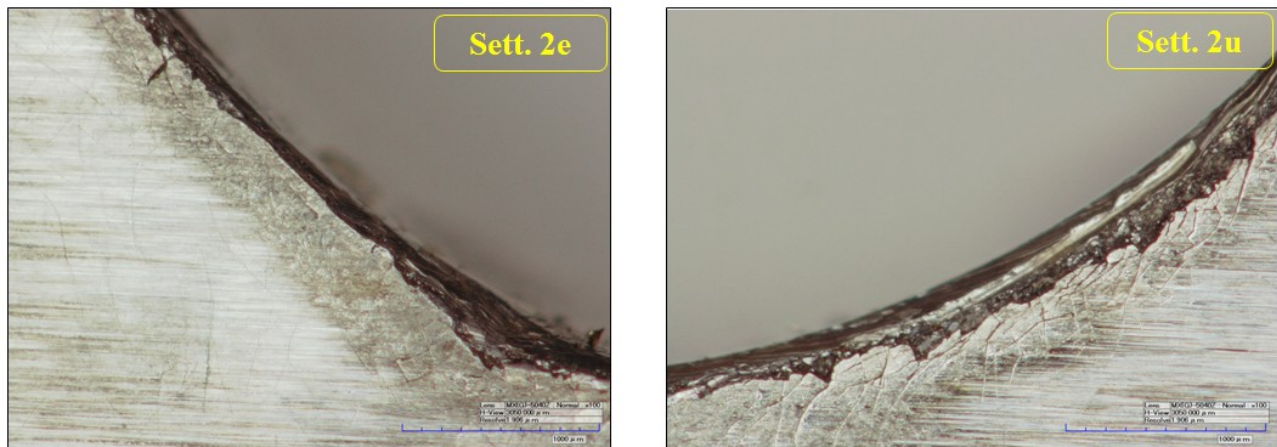


Fig. 5.25 – Confronto del danneggiamento tra bordo inferiore sinistro e destro di un foro sul disco usurato.

Come già riscontrato analizzando le lamelle usurate, il semibordo destro, su cui è amplificato l'effetto tagliente della lamella, è nettamente più danneggiato di quello sinistro. Le zone danneggiate del semibordo sinistro del foro, oltre ad esser sottoposte ad usura con perdita di materiale, sono soggette a forti deformazioni plastiche. Queste sono indotte, con ogni probabilità, dall'opposizione alla rotazione del disco esercitato dal terminale della lamella corta. Il terminale, quando incontra il vuoto del foro, essendo posizionato in contrapposizione alla direzione di rotazione del disco, tende ad impattare sulla sua superficie, inducendo deformazione plastica e distacco di materiale in tali zone, che risultano quindi le più critiche (figura 5.26).

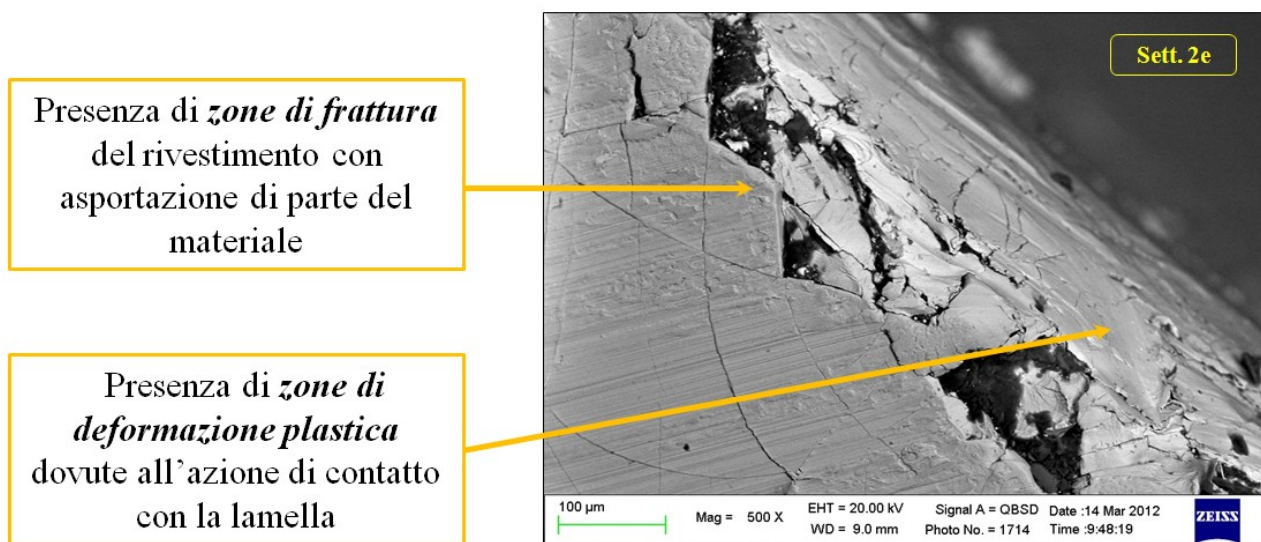


Fig. 5.26 – Meccanismi di danneggiamento sul semibordo sinistro del foro sul disco usurato.

Come precedentemente visto, il semibordo destro del foro è sottoposto al maggior grado di danneggiamento. In tali zone, l'analisi EDS di figura 5.27 conferma la completa rimozione del rivestimento di cromo.

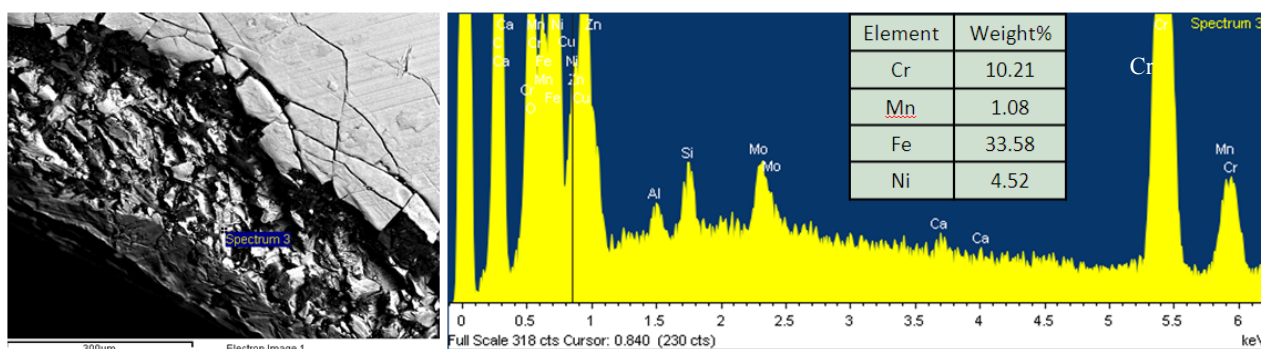


Fig. 5.27 – Spettro EDS che conferma la completa asportazione del rivestimento di cromo sul semibordo sinistro

L'ampiezza del danneggiamento sul semibordo destro del foro ha permesso mediante elaborazione 3D realizzata al microscopio multifocale, di stimare il volume di cromo approssimativamente asportato da ogni disco, alla fine della sua vita utile sul settore più danneggiato. Il prospetto completo di foto, diagramma della profondità dell'asportazione e calcoli eseguiti sono riportati in figura 5.28.

Per determinare il volume di usura sul solo settore 1u, è stata calcolata l'ampiezza della relativa porzione di corona circolare, avendo a disposizione il raggio del foro e la larghezza della zona danneggiata. Moltiplicando il valore così ottenuto per la profondità dell'asportazione, è stato ottenuto il volume di cromo asportato. Infine, moltiplicando quest'ultimo per il numero di fori del disco, è stato calcolato il volume di cromo complessivamente asportato dal settore 1u.

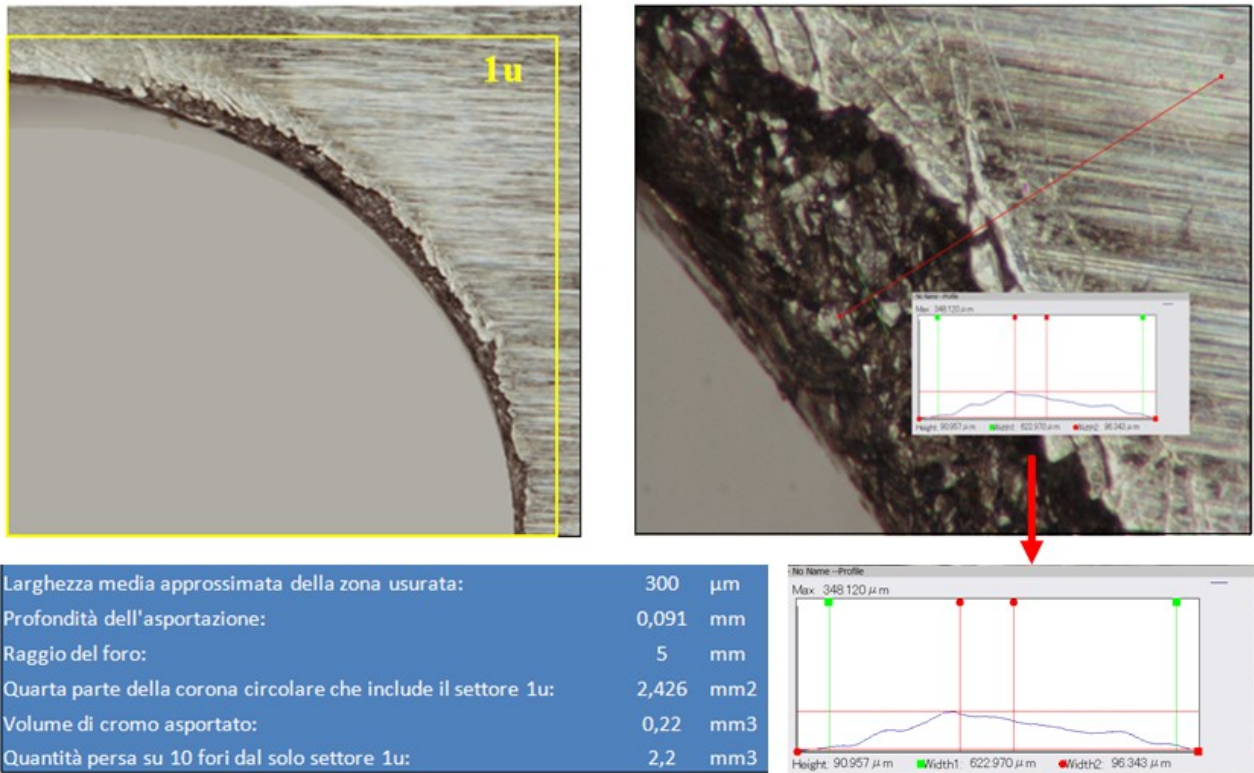


Fig. 5.28 – Stima del volume di cromo asportato per singolo settore del disco alla fine della vita utile.

Analisi al microscopio multifocale e SEM/EDS sono state eseguite in zone adiacenti al foro, dove si verifica ancora il contatto disco-lamella. Le zone analizzate e le corrispondenti immagini al microscopio multifocale sono riportate in figura 5.29.

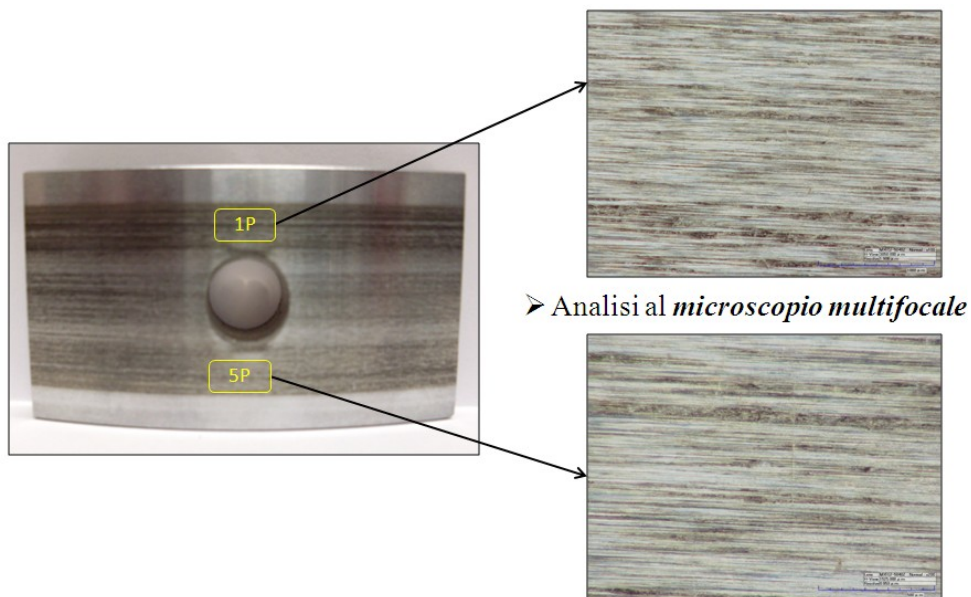


Fig. 5.29 – Piste di usura analizzate.

Queste analisi hanno permesso di individuare fenomeni di trasferimento di materiale dal terminale della lamella in AISI301 alla superficie del disco con riporto in Cr. Le analisi con profilometria a stilo hanno confermato che non si ha sostanzialmente usura del disco, ma piuttosto trasferimento adesivo di materiale della lamella sul disco stesso. Questo meccanismo è stato confermato anche dalle analisi delle piste di usura sul disco effettuate al SEM-EDS, di cui si riportano micrografie e spettri rappresentativi nelle figure 5.30 e 5.31.

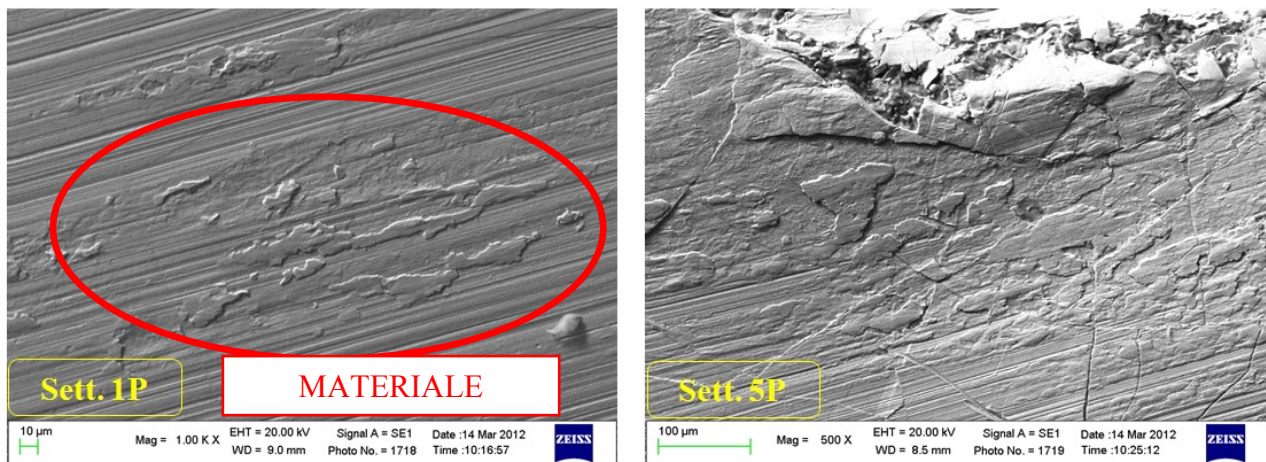


Fig. 5.30 – Evidenza di fenomeni di trasferimento di AISI 301 sulle piste d'usura del disco cromato.

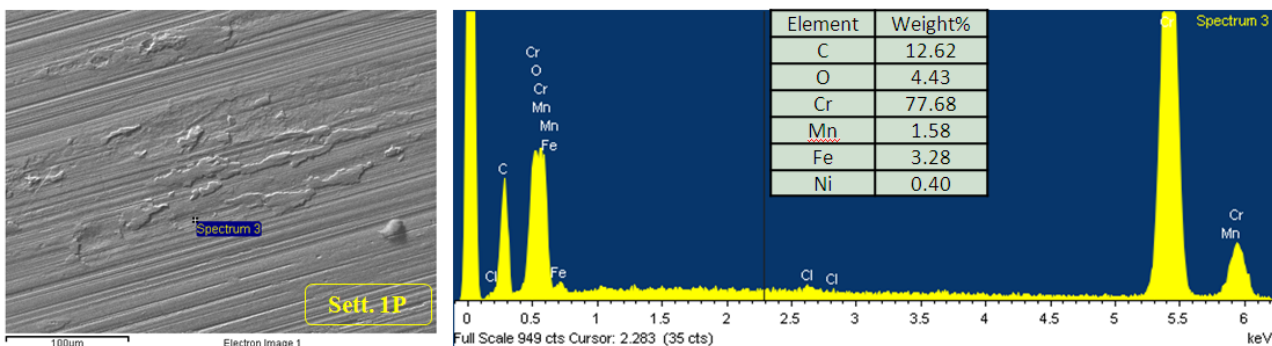


Fig. 5.31 – Spettro EDS per l'analisi compositiva in zone superficiali del disco cromato con evidente trasferimento di materiale dalla lamella.

Per confermare ulteriormente l'ipotesi di trasferimento di materiale dalla lamella al disco sono state elaborate mappe EDS sul disco cromato (Fig. 5.32), relative a Cr (Figg. 5.32-b), Fe (Figg. 5.32-c) e Ni (Fig. 5.32-d). Tali mappe, in particolare quelle del Fe e del Cr, confermano appunto l'ipotesi di trasferimento di acciaio AISI301 sul disco cromato.

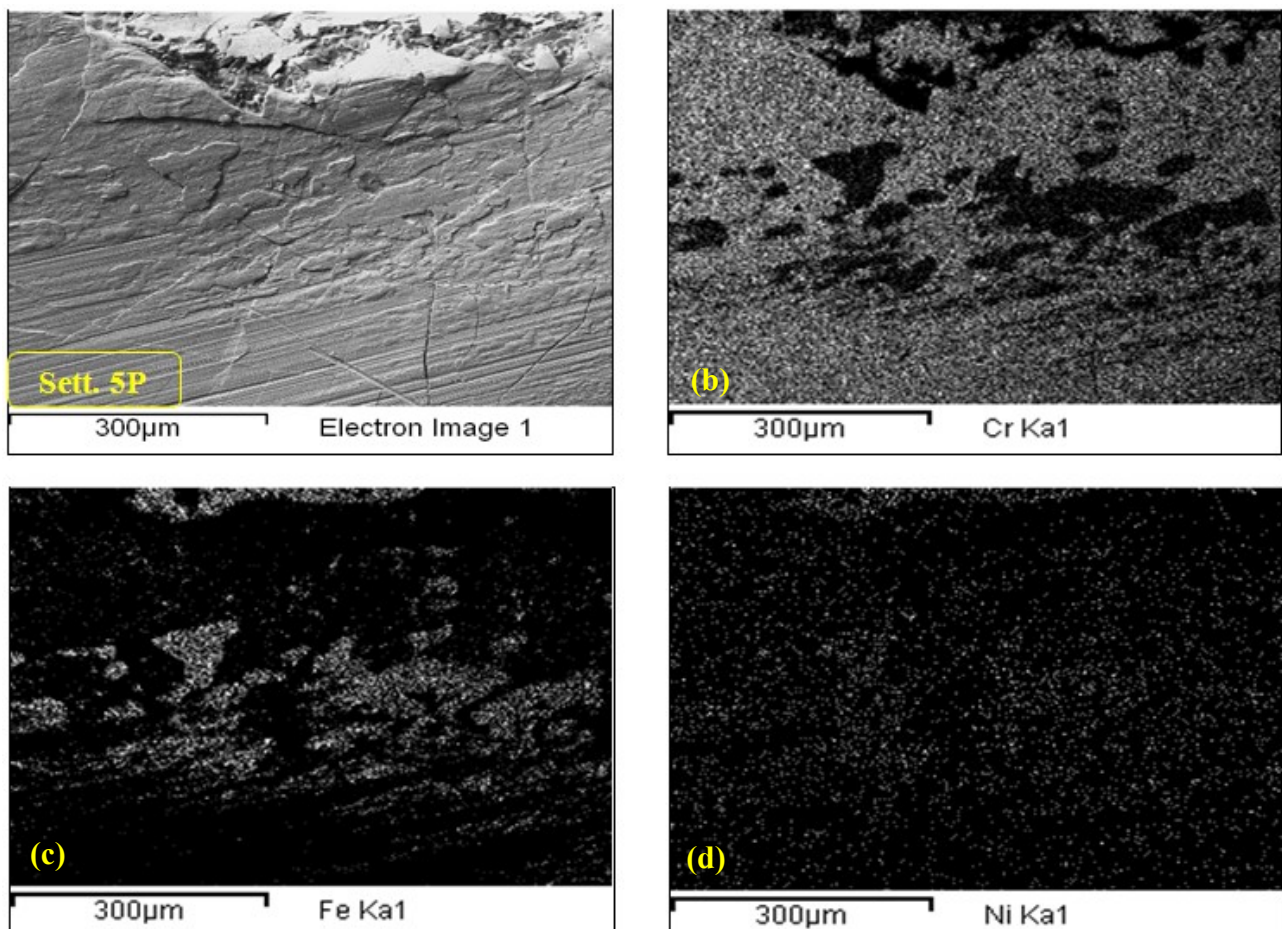


Fig. 5.32 – Mappa per l'individuazione del cromo(b), del ferro(c) e del nichel(d) sulla superficie del disco.

I meccanismi di usura prevalenti che interessano la coppia tribologica analizzata risultano quindi usura tribossidativa moderata a carico del riporto in Cr sul disco e usura adesiva della lamella, con trasferimento di materiale (essenzialmente Fe) dalla lamella in AISI301 al disco di dosaggio.

5.2.5 Resoconto Failure Analysis

Le criticità relative al sistema tribologico oggetto di studio possono quindi essere riassunte di seguito:

- ***Criticità sui bordi dei fori*** già presenti sui dischi non eserciti, ove si verificano fenomeni di distacco del rivestimento in Cr, probabilmente favoriti dallo stato tensionale residuo del rivestimento stesso.
- ***Usura del riporto in Cr*** estesa a tutto il semibordo destro del foro, conseguente al contatto con la lamella in AISI301, con conseguente notevole asportazione di cromo dal rivestimento superficiale;
- ***Usura adesiva delle lamelle*** con trasferimento di AISI 301 sulla superficie del disco usurato.
- Danneggiamento maggiore nel caso della lamella corta, con controrotazione del disco rispetto al posizionamento del terminale.

Non è da escludere infine un possibile contributo di abrasione esercitato dalla polvere farmaceutica che rimane intrappolata.

5.2.6 Prove tribologiche

5.2.6.1 Materiale e metodi

La failure analysis, effettuata sui triboelementi della coppia tribologica oggetto di studio, hanno permesso di individuare, come meccanismi di usura prevalenti, la tribossidazione e l'adesione. Inoltre, tenendo conto dei bassi valori di velocità di strisciamento, tipologia di contatto e pressioni, relative alla coppia tribologica della configurazione reale, si è cercato di riprodurre tali meccanismi mediante prove tribologiche di laboratorio. Le prove tribologiche sono state effettuate con tribometro pattino-su-cilindro (par. 3.3.4, ASTM G77), sottoponendo i triboelementi a strisciamento in assenza nominale di lubrificazione, con temperatura ambiente in atmosfera di laboratorio. Le prove tribologiche sono state condotte mediante due differenti approcci tribologici:

A) mantenendo inalterato il materiale della lamella di tenuta in AISI 301 ed effettuando test di strisciamento in assenza di lubrificazione su cilindri in acciaio AISI 316L sottoposti alle seguenti tecniche di modificazione superficiale: Cr a spessore, AISI 316L sottoposto a cementazione a bassa temperatura (processo industriale di Kolsterizzazione o LTC) oppure rivestito con Al_2O_3 (87%)- TiO_2 (13%) depositata mediante Air Plasma Spray o con WC(83%)-17Co(17%) depositato mediante High Velocity Oxygen Fuel.

➤ **Pattino:**

- AISI 301;

➤ **Cilindro:**

- AISI 316L Cromato;
- AISI 316L Kolsterizzato (Low Temperature Carburising, LTC);
- AISI 316 L High Velocity Oxygen Fuel (83%vol.)WC-Co(17%vol.);
- AISI 316 L air plasma spray Al_2O_3 (87%vol.)- TiO_2 (13%vol.);

B) sostituendo il materiale della lamella di tenuta con una serie di polimeri: PTFE, HDPE e PEEK ed eseguendo prove di strisciamento in assenza di lubrificazione su cilindri in AISI 316L non rivestito.

➤ **Pattino:**

- PTFE;
- HDPE;
- PEEK;

➤ **Cilindro:**

- AISI 316L

5.2.6.2 Cenni sulla cementazione a bassa temperatura (Low Temperature Carburizing, LTC)

Il trattamento di cementazione a bassa temperatura o Kolsterizzazione è un trattamento termochimico di diffusione del carbonio che permette di aumentare le proprietà meccaniche degli acciai inossidabili austenitici senza alterare le caratteristiche di resistenza alla corrosione e la geometria dei pezzi da trattare. Introdotto intorno alla metà degli anni '80 nei Paesi Bassi e sviluppato da B. H. Kolster [1], è stato acquisito dal gruppo Bodycote che ha iniziato a commercializzarlo agli inizi degli anni '90 e che dispone di varie unità di trattamento in Europa e in America. La Kolsterizzazione consiste sostanzialmente in una carbocementazione a bassa temperatura (inferiore ai 550°C) e in atmosfera gassosa, della durata di circa sette giorni, che favorisce l'arricchimento in carbonio degli strati superficiali dei pezzi trattati impedendo la precipitazione di carburi di cromo. Il risultato finale è uno strato superficiale di *fase S* (austenite espansa) [14], in cui il carbonio in soluzione occupa i siti ottaedrici del reticolo cubico a facce centrate dell'austenite: la concentrazione di carbonio sulla superficie esterna si aggira intorno a 25 at. %, corrispondente ad una percentuale in peso di circa il 7 %.

Una cementazione eseguita ad una T superiore ai 550 °C provocherebbe un drastico calo della resistenza a corrosione, a causa della precipitazione a bordo grano di carburi di Cr che impoveriscono di cromo la matrice, generando problemi di corrosione intergranulare (fenomeno di sensibilizzazione) [2-13]. È necessario quindi ricorrere ad una cementazione a bassa T (fig. 5.33).

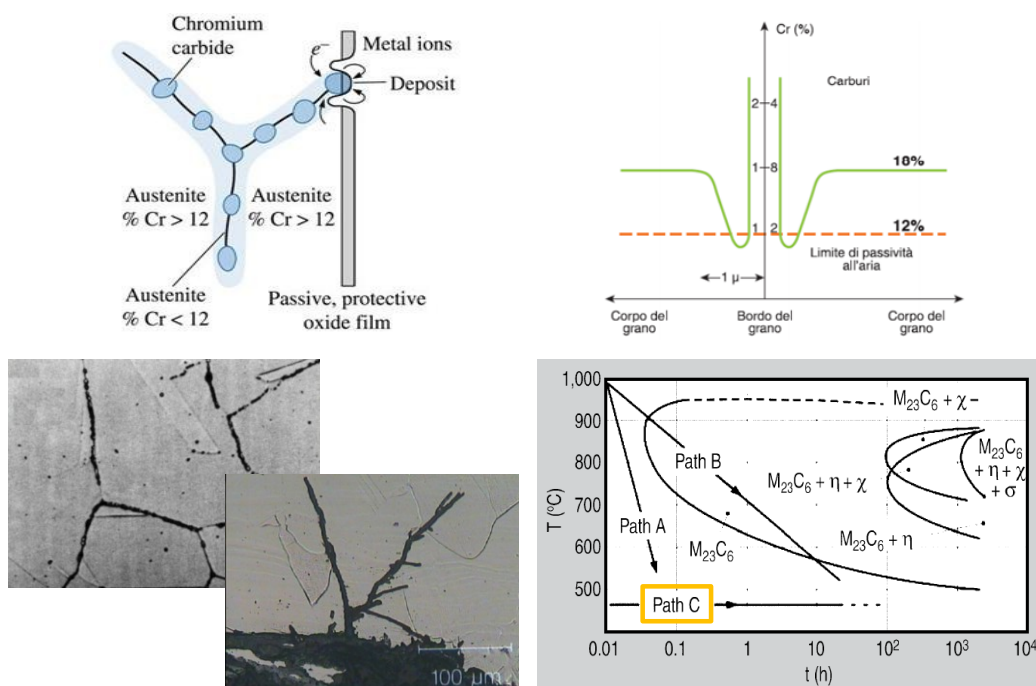


Figura 5.33 – temperature di cementazione e fenomeno di sensibilizzazione, modalità di precipitazione dei carburi di Cr.

Dopo l'iniziale fase di attivazione (ad opera di reattivi gassosi quali HCl), il metallo è riscaldato in un'atmosfera cementante, ad una temperatura sufficientemente alta da consentire la diffusione di carbonio, ma tale da evitare un'indesiderata precipitazione di carburi. Il risultato è un aumento della durezza, dato dalla formazione di uno strato superficiale denominato “fase S”, o austenite espansa, formato appunto da una singola fase austenitica sovrassatura di carbonio in cui il carbonio in soluzione occupa i siti ottaedrici del reticolo cubico a facce centrate dell’austenite (fig. 5.34).

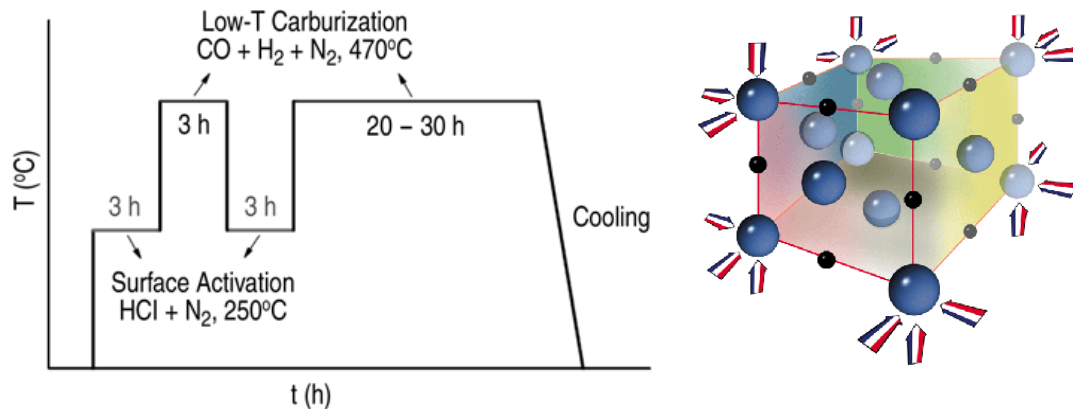


Figura 5.34. - Fasi del trattamento termochimico di cementazione a bassa temperatura e “fase S” o austenite espansa.

Non si hanno distorsioni del pezzo, ma sono necessari lunghi tempi di trattamento anche per ottenere spessori efficaci sottili, dell'ordine di 30 μm (fig. 5.35).

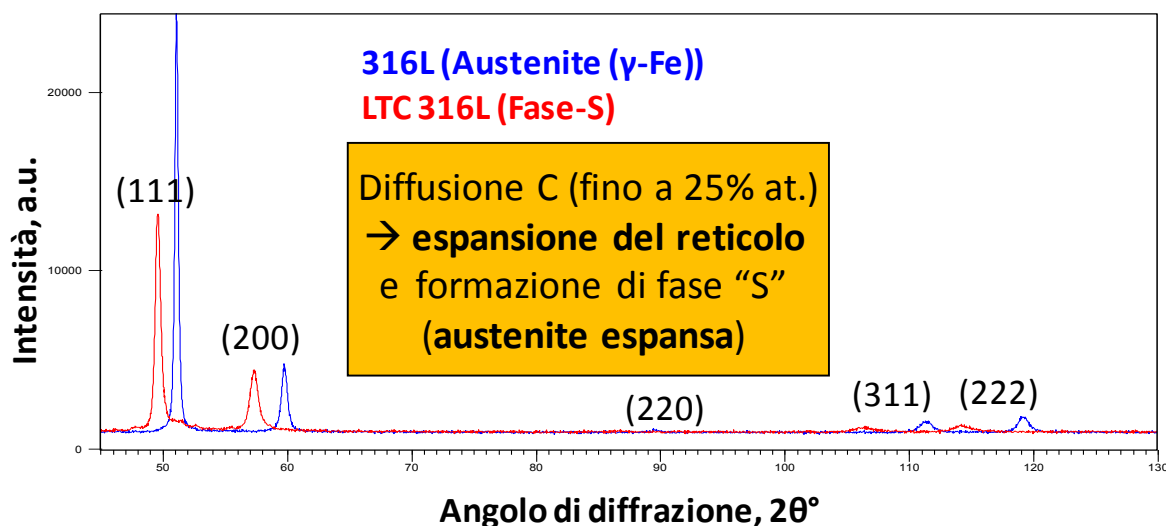


Figura 5.35 – Diagramma XRD che evidenzia l’espansione del reticolo cristallino e la formazione della fase S.

I componenti che subiscono tale trattamento presentano elevate durezze superficiali dell'ordine di 1100 HV (fig. 5.36a) e i pezzi finiti non mostrano modificazioni significative delle dimensioni e della forma, come confermato dalle rugosità superficiali in figura 5.36b.

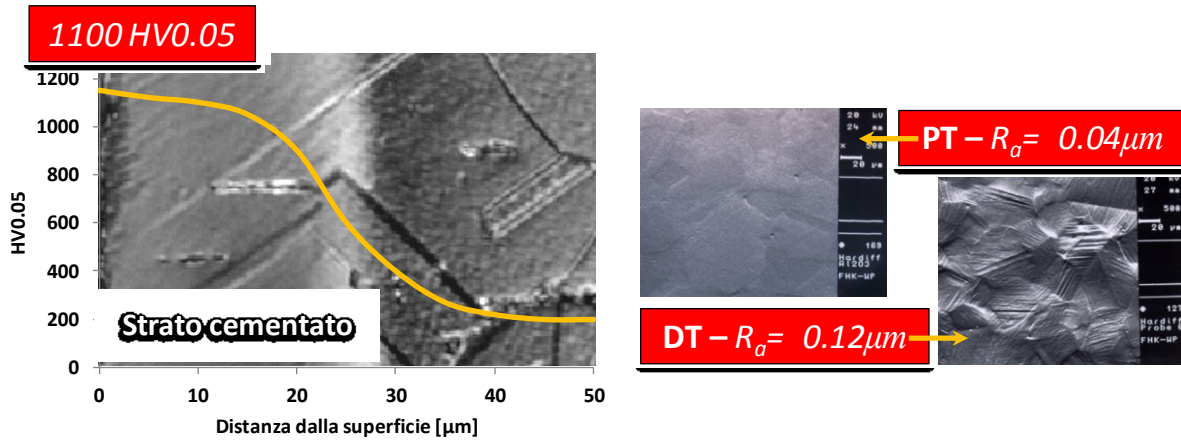


Fig. 5.36 – a) durezza strato cementato post LTC, b) aumento della rugosità con trattamento LTC.

Inoltre, il trattamento LTC induce elevati stati tensionali residui di compressione, che possono portare ad un miglioramento della resistenza a fatica dell'acciaio inox (fig. 5.37) [15-16].

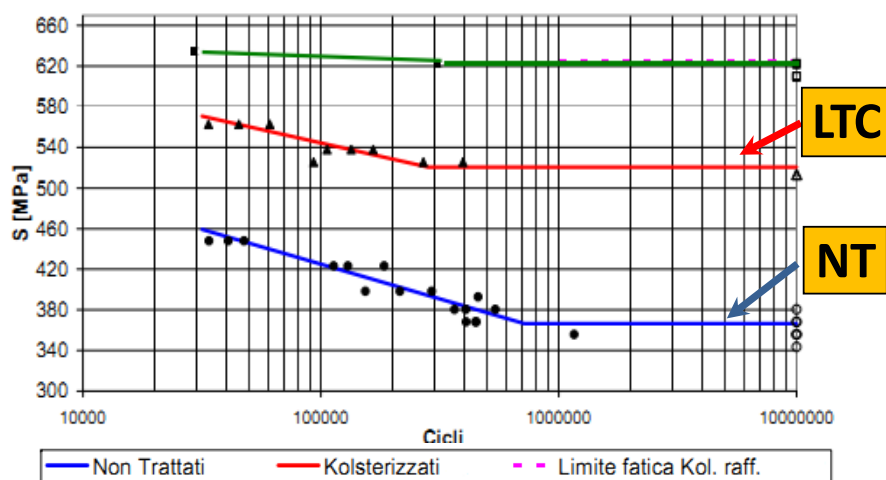


Fig. 5.37 – incremento della resistenza a fatica con trattamento LTC.

5.2.6.3 Risultati sperimentali soluzione A

5.2.6.3.1 Antagonista in Cr a spessore

Con questa coppia tribologica è stata effettuata la prova di riferimento, in quanto sulla macchina i terminali delle lamelle sono in AISI 301 e i dischi di dosaggio sono rivestiti con riporto galvanico di cromo a spessore. In figura 5.6 è mostrato l'andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, nel caso rappresentativo delle prove effettuate con carico pari a 5 N.

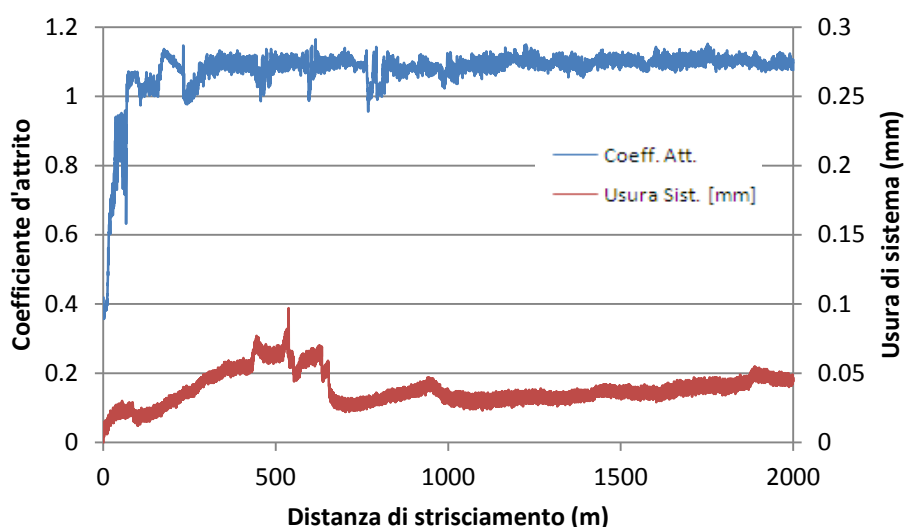


Fig. 5.38 – Andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, per un carico di 5N e velocità di 0,3 m/s, nel caso di contatto AISI 301-cromo duro.

Il valore del coefficiente d'attrito, dopo una breve fase di run-in, si attesta su un valore compreso tra 1 e 1,2 che risulta abbastanza elevato per questo rivestimento (fig. 5.38). Osservando l'andamento dell'usura di sistema, si può osservare una usura abbastanza elevata per i primi 500 m, mentre per il resto della distanza di strisciamento, l'usura è meno consistente.

In figura 5.39 sono riportate micrografie rappresentative della pista di usura del pattino, analizzata al microscopio stereo e al SEM, rispettivamente, che mostrano la presenza di ossidi di ferro che si raccolgono sul lato di ingresso della pista.

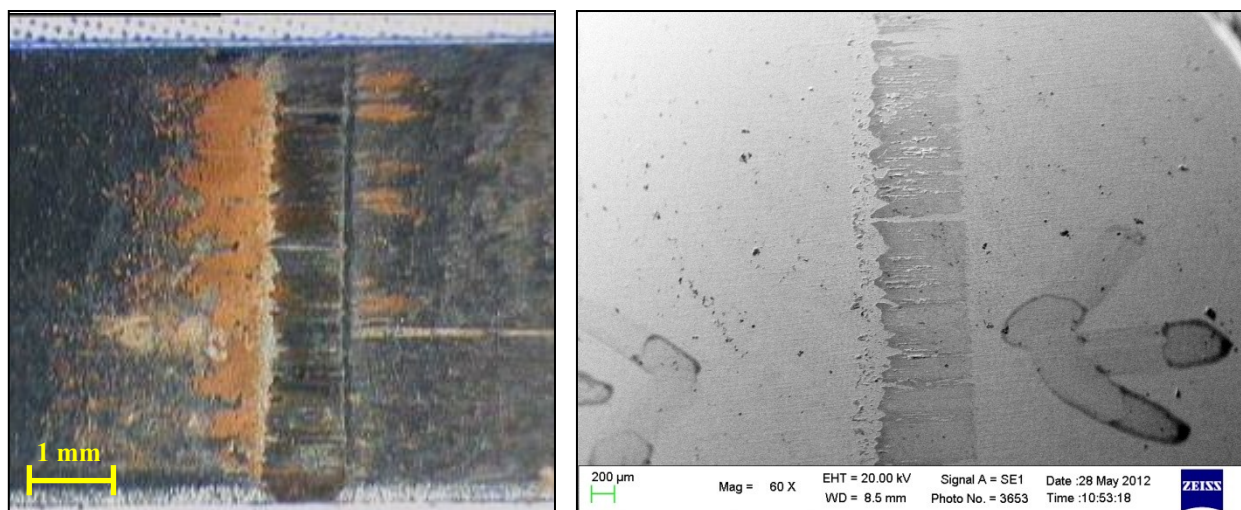


Fig. 5.39 - Pista di usura del pattino L1_5N al microscopio stereo e la stessa pista analizzata al SEM.

Un settore di interesse della pista (figura 5.40), è stato ingrandito (figura 5.41) per osservare le caratteristiche dello strato di ossidi di ferro presenti sulla pista di usura, derivanti dall'usura della lamella in AISI301. Gli ossidi sono in procinto di distaccarsi e formare detriti che si interpongono tra i triboelementi; questa tipologia di danneggiamento è indotta dalla componente adesiva dell'usura.

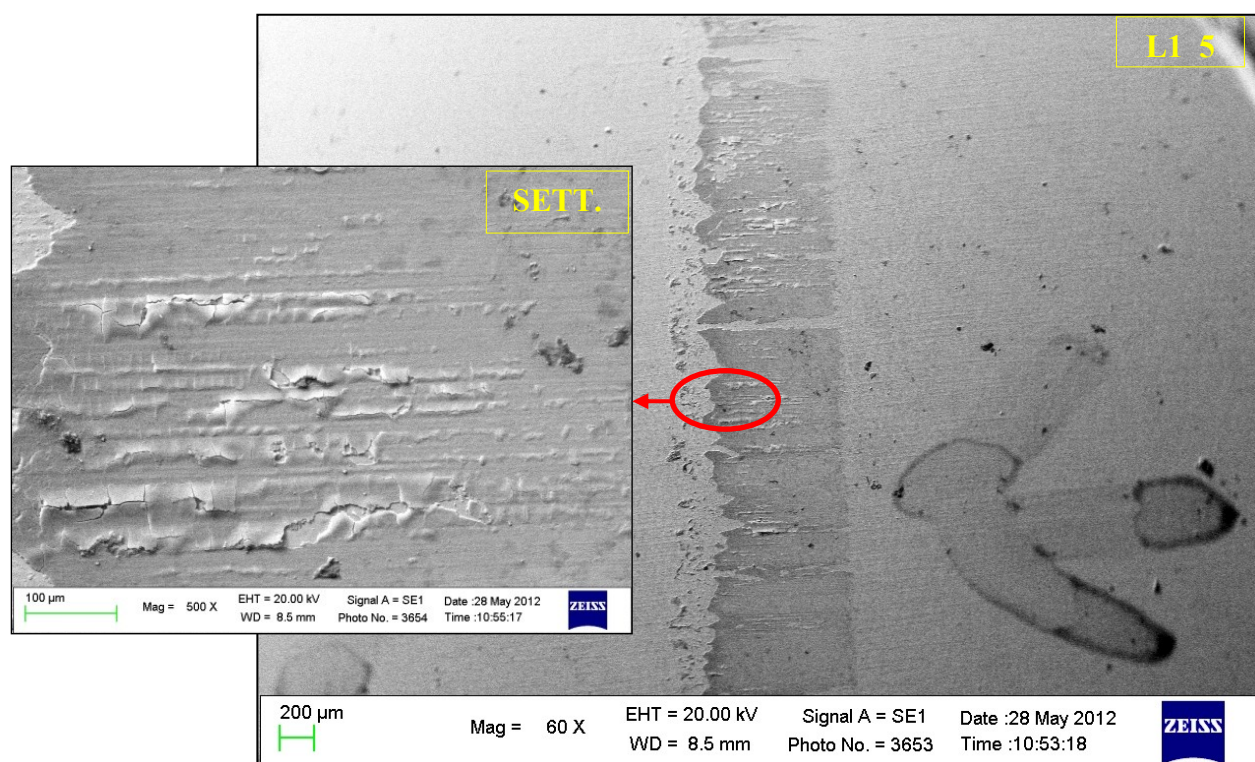


Fig. 5.40 - Settore di interesse del pattino L1_5N che include uno strato di detriti costituiti da ossido di Fe, parzialmente distaccati dalla superficie del pattino.

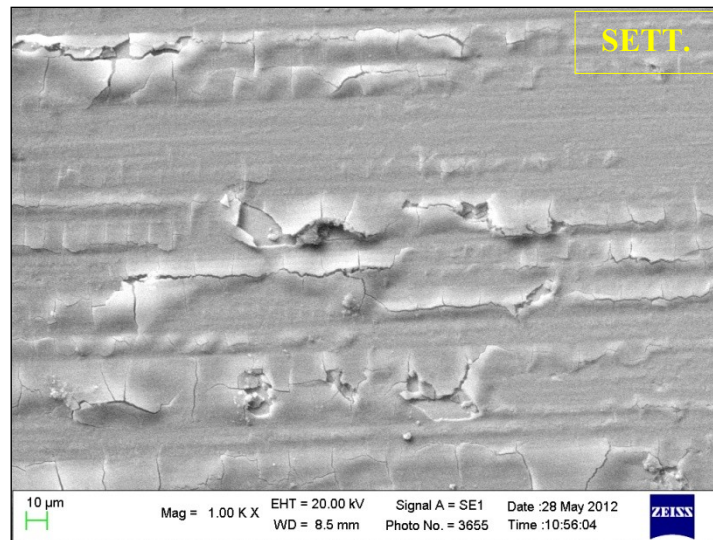


Fig. 5.41 –Ossidi di di ferro parzialmente distaccati dalla superficie.

Il regime di usura prevalente è quello tribossidativo moderato; la componente adesiva, in questo caso, comporta la formazione di uno strato di ossidi di ferro (figura 5.42b) sulla superficie del pattino in AISI 301 (figura 5.42a) e loro accumulo sul lato sinistro della pista, ma anche un trasferimento di materiale sulla pista del cilindro cromato, condizione che sarà documentata nel caso del carico a 15N.

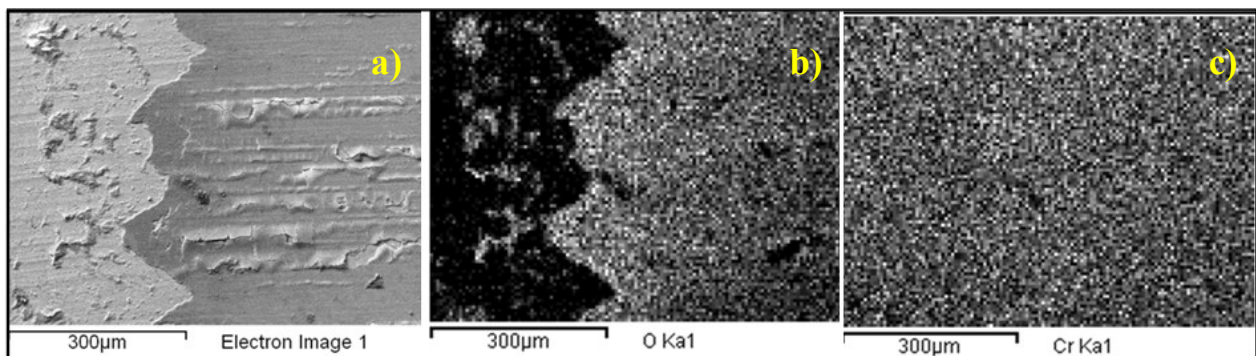


Fig. 5.42 – La presenza dell'ossigeno sulla pista (b) e l'assenza di cromo (c) indica che si formano ossidi di ferro.

In figura 5.43 è mostrato l'andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, nel caso rappresentativo delle prove effettuate con carico di 15 N.

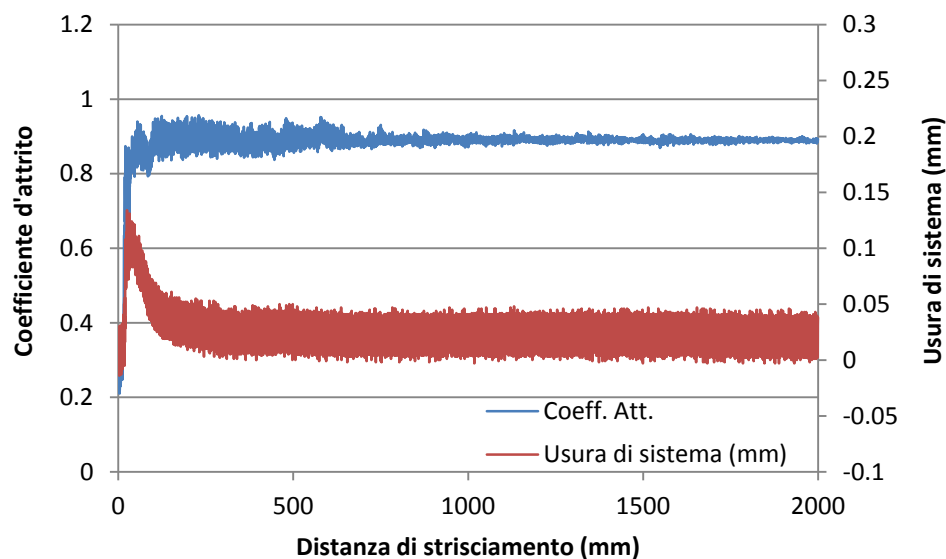


Fig. 5.43 – Andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, per un carico di 15N e velocità di 0,3 m/s, nel caso di contatto AISI 301-cromo duro.

In questo caso il valore del coefficiente d'attrito si attesta su valori leggermente inferiori rispetto al caso con carico di 5 N, al di sotto dell'unità. Tale abbassamento è dovuto alla formazione di ossidi di ferro che restano compatti sulla superficie a carichi maggiori, riducendo la forza d'attrito. Per quanto riguarda l'usura di sistema, non subisce particolari variazioni dopo la fase di perdita di materiale registrata nei primi metri della prova, grazie alla formazione dello strato di ossidi di cui sopra. In figura 5.44 sono riportati, rispettivamente, la pista di usura del pattino analizzata al microscopio stereo e la stessa pista analizzata al SEM; è evidente l'ossidazione completa della pista di usura, con bande orizzontali di materiale trasferito.

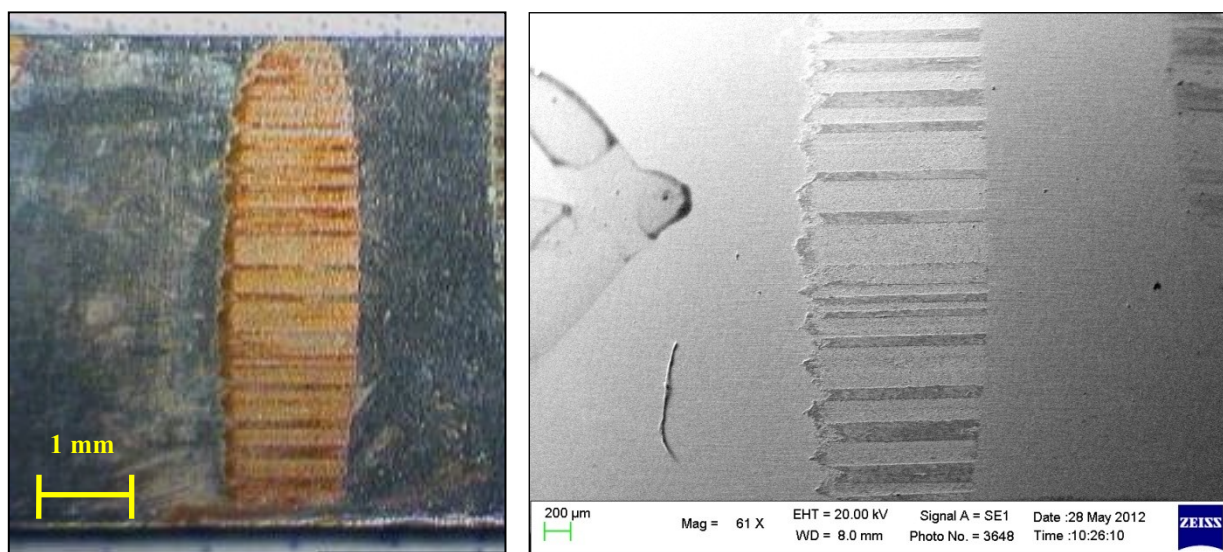


Fig. 5.44 - Pista di usura del pattino L2_15N analizzata al microscopio stereo e al SEM.

Le piste di usura del pattino sono sottoposte a deformazione plastica indotte dalla componente adesiva. Inoltre, in questo caso, l'usura riguarda sia il pattino (in misura prevalente) che il cilindro, il quale rilascia detriti molto fini di cromo che si ossidano (Cr_2O_3) a seguito del contatto tribologico. L'elevata durezza (≈ 2000 HV) dell'ossido di Cr comporta un aumento del tasso di usura per l'insorgenza di una componente abrasiva.

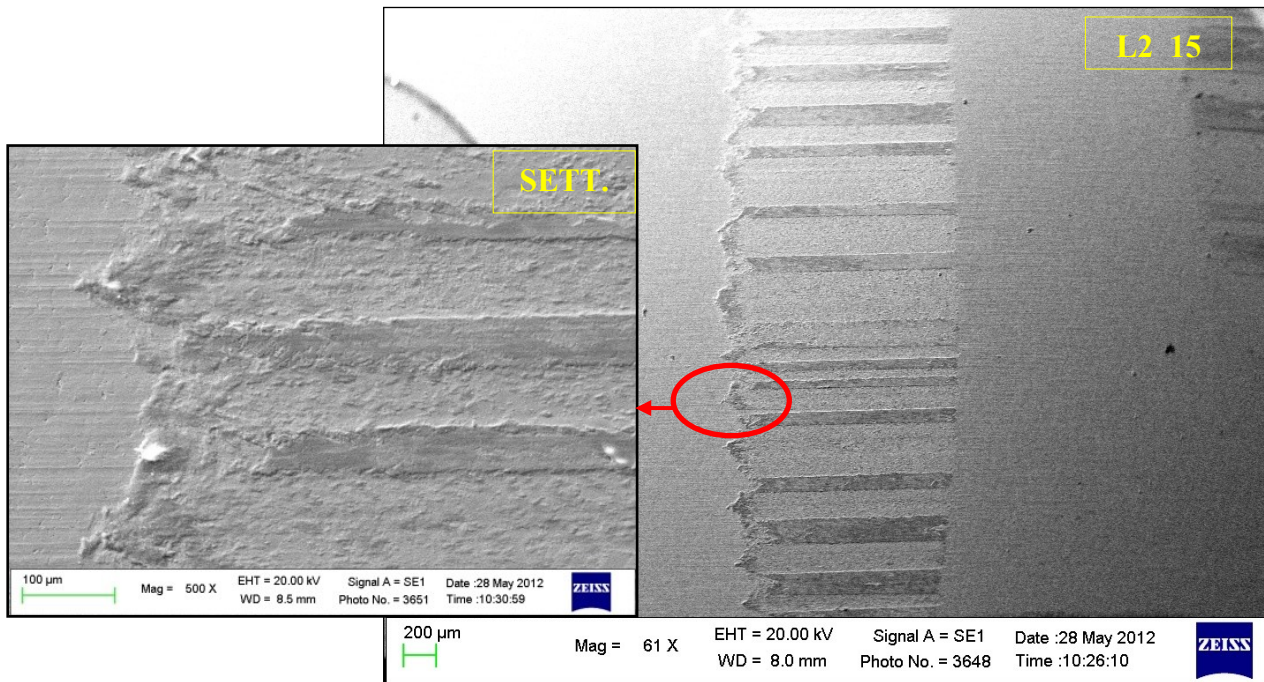


Fig. 5.45 - Settore di interesse del pattino L2_15N, che ne include una porzione danneggiata.

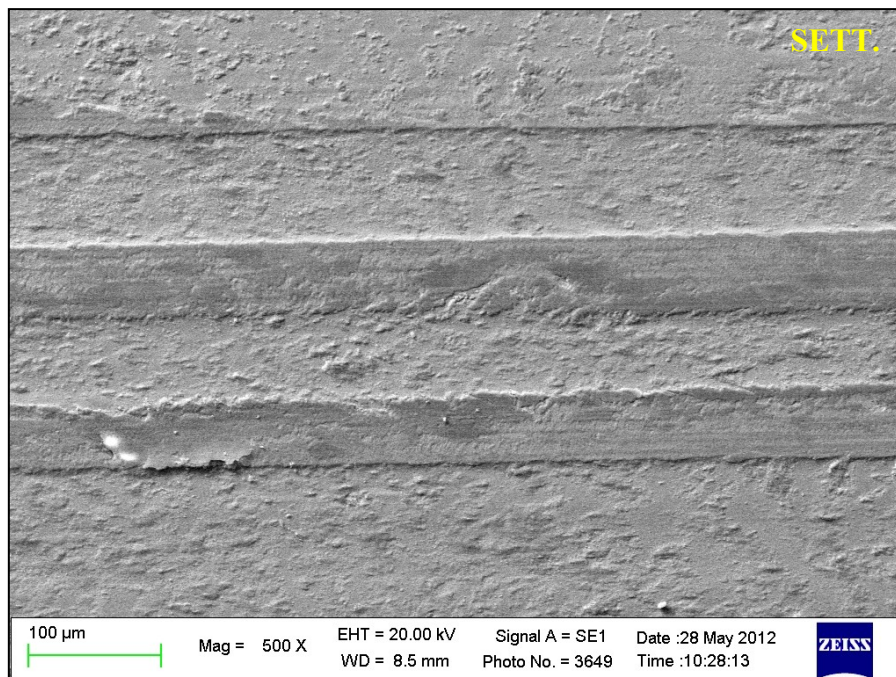


Fig. 5.46 – Ingrandimento del settore di interesse del pattino L2_15N, che ne include strati di ossidi. E' osservabile anche la deformazione plastica cui è soggetta la pista

Per capire la composizione della bande di materiale presenti sulla pista del pattino, sono state realizzate delle mappe EDS, riportate di seguito e riguardanti il settore 2. In figura 5.47a si ha la mappa dell'ossigeno, il quale è abbondantemente presente sulle bande, che risultano quindi ossidate. Su di esse, come testimoniato dalle mappe di figura 5.47b e 5.47c, si hanno ossidi di ferro e ossidi di cromo. Si può dunque affermare che gli strati osservati sono *mechanically mixed layers*, ossia strati di riporto composti in maggior misura da ossidi di ferro, provenienti dalle lamelle in AISI301, a cui si aggiunge una certa percentuale di ossidi di cromo, derivanti dall'usura del riporto in Cr sul cilindro antagonista.

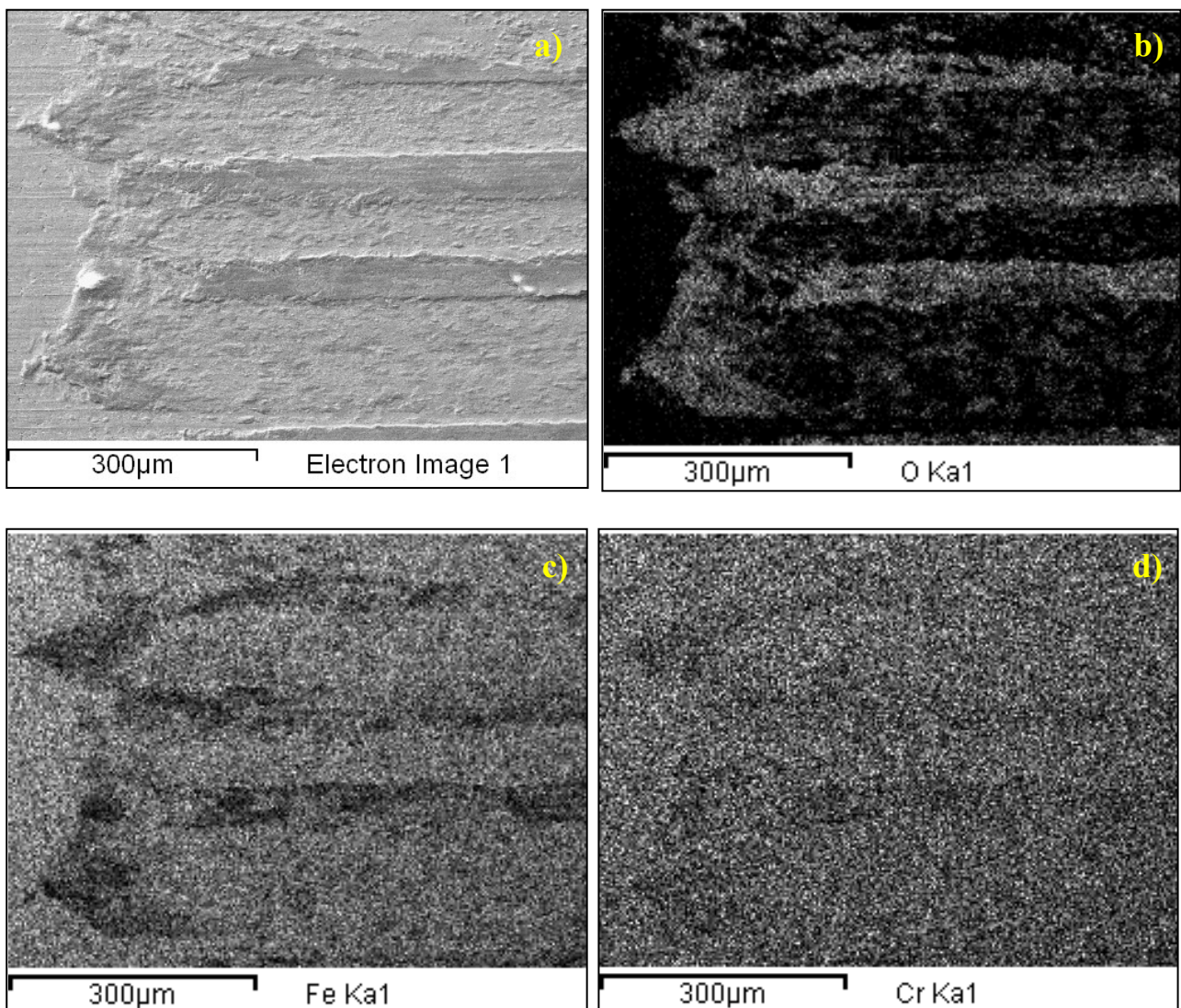


Fig. 5.47- Micrografia SEM (a) e mappe EDS dell'ossigeno (b), del Fe (c) e del Cr (d).

In figura 5.48, sono riportati i valori del coefficiente d'attrito medio in funzione del carico, per prove condotte con velocità di 0,3 m/s e distanza di strisciamento di 2000 m. Questi valori sono stati ottenuti mediando i valori del coefficiente d'attrito ottenuti per ciascuna ripetizione del medesimo carico. Il motivo della diminuzione del coefficiente d'attrito all'aumentare del carico, come già visto, è dovuto alla formazione di ossidi di ferro, derivanti dall'usura della lamella e che

formano strati di trasferimento compatti sulla superficie, soprattutto ai carichi maggiori. In Figura 5.21 sono riportati i valori del tasso di usura in funzione del carico, che risultano crescenti all'aumentare del carico, pur restando su valori caratteristici di un regime di usura moderata tribo-ossidativa, cui si aggiunge probabilmente una componente abrasiva all'aumentare del carico, che porta ad una evidente deformazione plastica della lamina in AISI301.

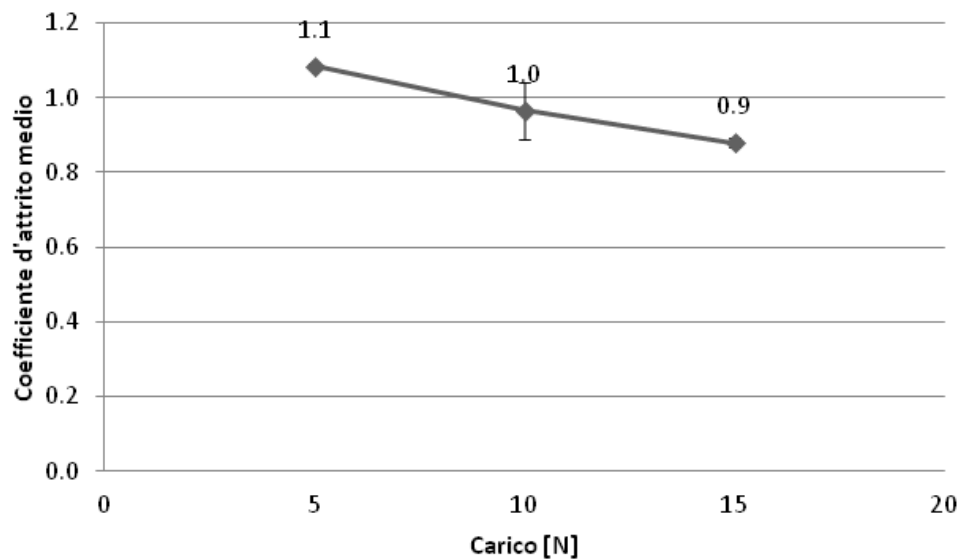


Fig. 5.48 – Coefficiente d'attrito medio del sistema AISI 301- cromo duro in funzione del carico, per prove condotte con velocità di 0,3 m/s e distanza di strisciamento di 2000 m.

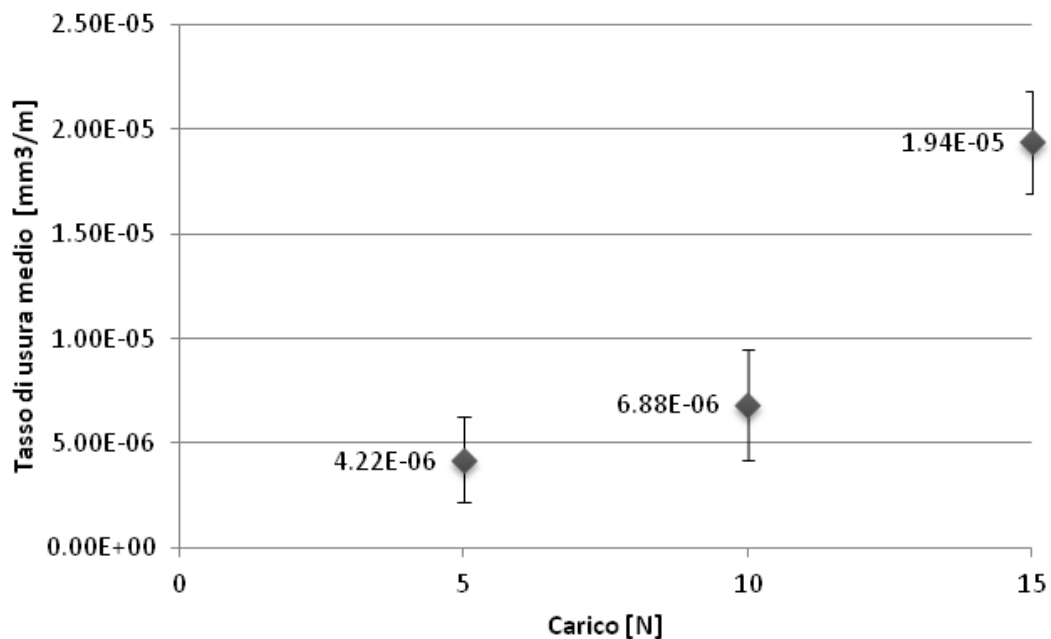


Fig. 5.49 – Tassi di usura medio del sistema AISI 301- cromo duro, in funzione del carico, per prove condotte con velocità di 0,3 m/s e distanza di strisciamento di 2000 m.

5.2.6.3.2 Antagonista in acciaio cementato a bassa temperatura (LTC)

In figura 5.50 è mostrato l'andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, relativo ad una prova a 5 N, nel contatto di strisciamento tra pattino e cilindro Kolsterizzato.

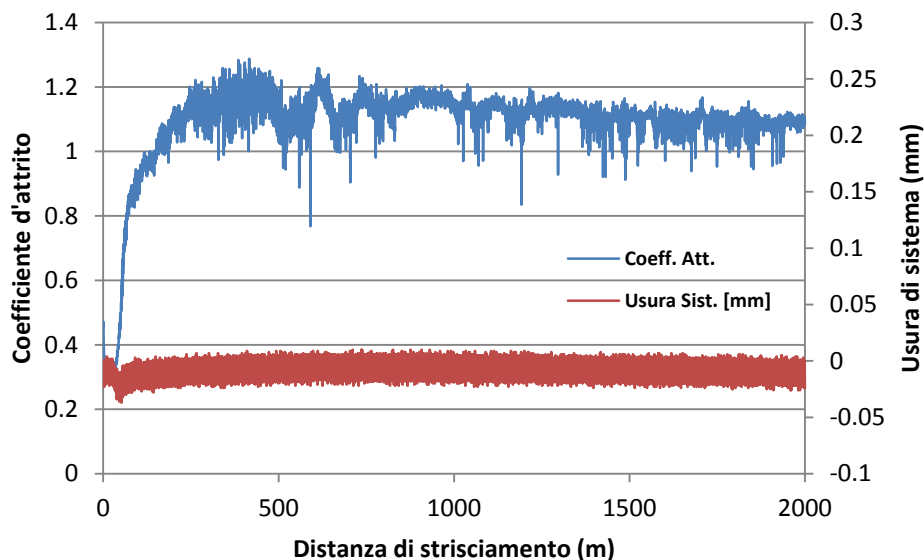


Fig. 5.50 - Andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, per un carico di 5N, nel caso di contatto AISI 301- AISI 316L LTC.

Il coefficiente d'attrito ha valori compresi fra 1 e 1,2, e quindi confrontabili con quelli rilevati per il cromo. La rugosità superficiale del cilindro Kolsterizzato è leggermente superiore ($R_a=0,12$) a quella del cromo ($R_a=0,11$) dopo rettifica. Inoltre, anche in questo caso il contatto è di acciaio su acciaio, per cui sarà sicuramente presente la componente adesiva dell'usura di sistema, che non subisce particolari variazioni durante la prova.

In figura 5.51a, che riporta una micrografia stereo, si osserva innanzitutto l'ossidazione della pista e l'accumulo di ossidi di ferro in corrispondenza del bordo di ingresso, come confermato dall'analisi SEM di figura 5.51b; da quest'ultima immagine è possibile osservare delle bande orizzontali, indice di deformazione plastica superficiale, presenti su tutta la pista.

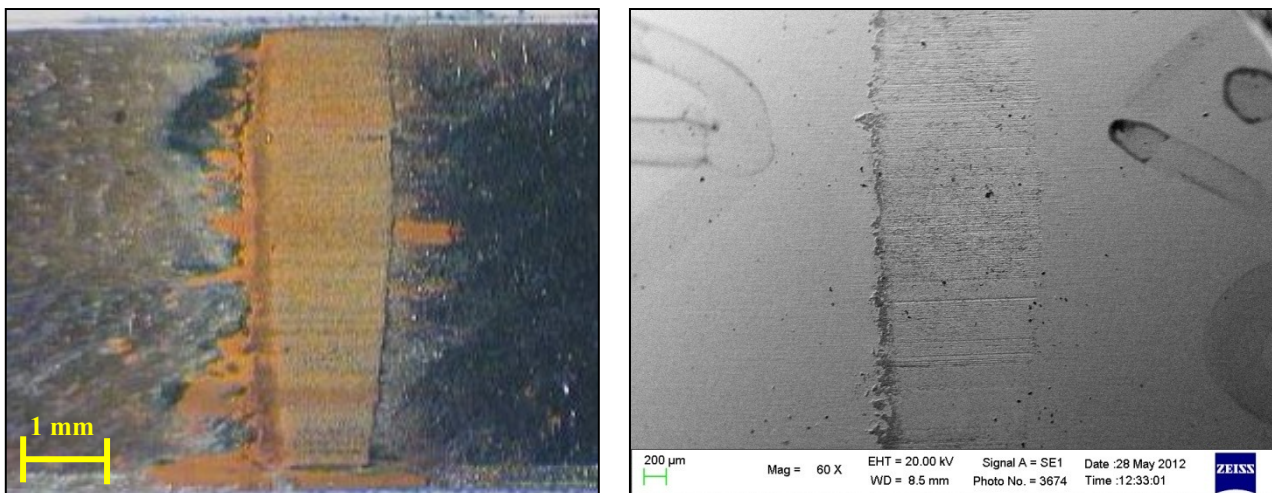


Fig. 5.51 - Pista di usura del pattino L3_5N analizzata al microscopio stereo e al SEM.

L'analisi di un settore del pattino L3_5N (figura 5.52), ulteriormente ingrandito in fig. 5.53, consente di identificare una deformazione plastica severa, con formazione di solchi orientati nella direzione orizzontale che è quella di rotazione del cilindro. Inoltre, sono visibili gli ossidi di ferro spalmati uniformemente sulla pista. In particolare, sul bordo di ingresso della pista si può notare l'accumulo di materiale ossidato del pattino, mentre in figura 5.53b si possono chiaramente osservare i solchi indotti dalla deformazione plastica superficiale e la presenza di ossido di ferro, come confermato dalle mappe EDS di figura 5.54.

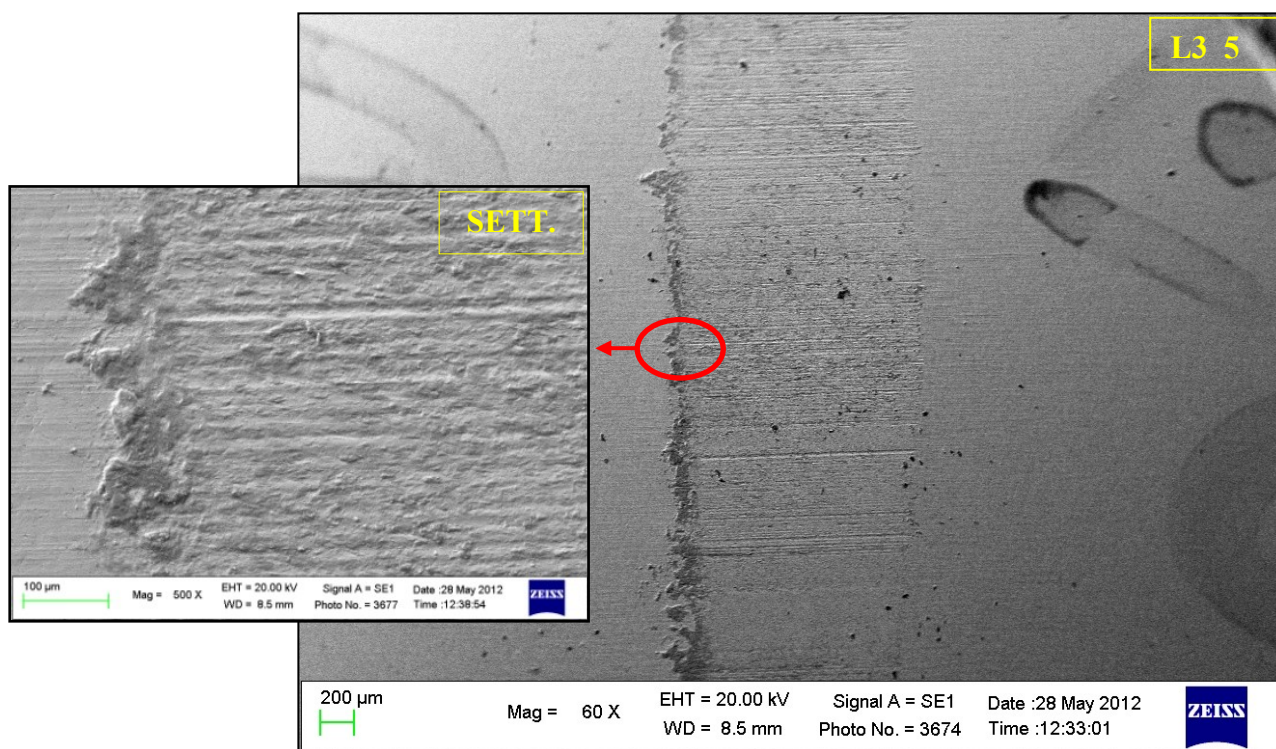


Fig. 5.52 - Settore di interesse del pattino L3_5N, che ne include una deformata plasticamente.

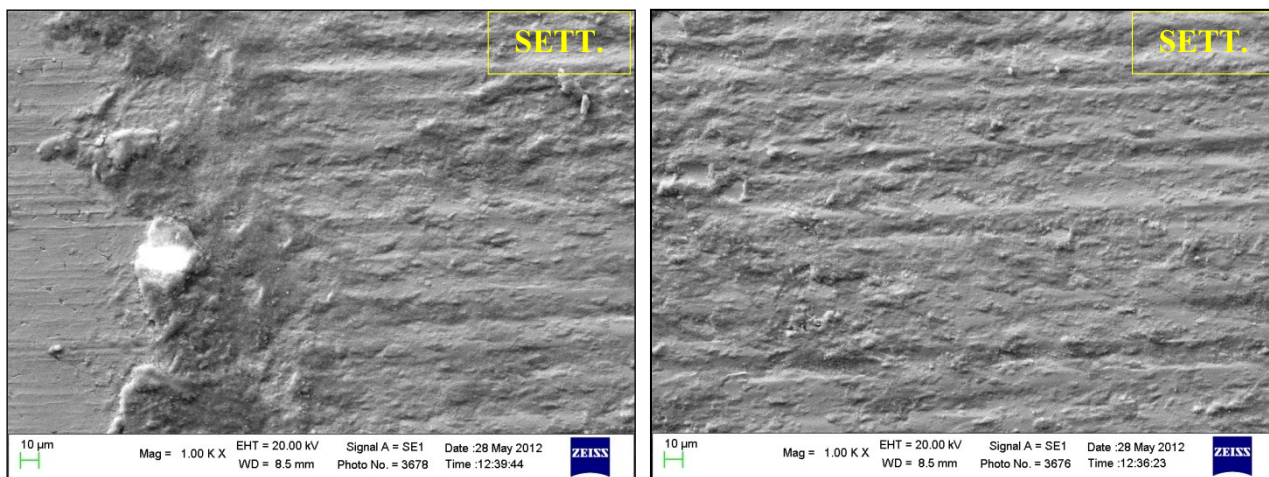


Fig. 5.53 – Ingrandimento del settore di interesse del pattino L2_15N, in cui è chiaramente osservabile la deformazione plastica cui è soggetta la pista e l’accumulo degli ossidi a bordo pista.

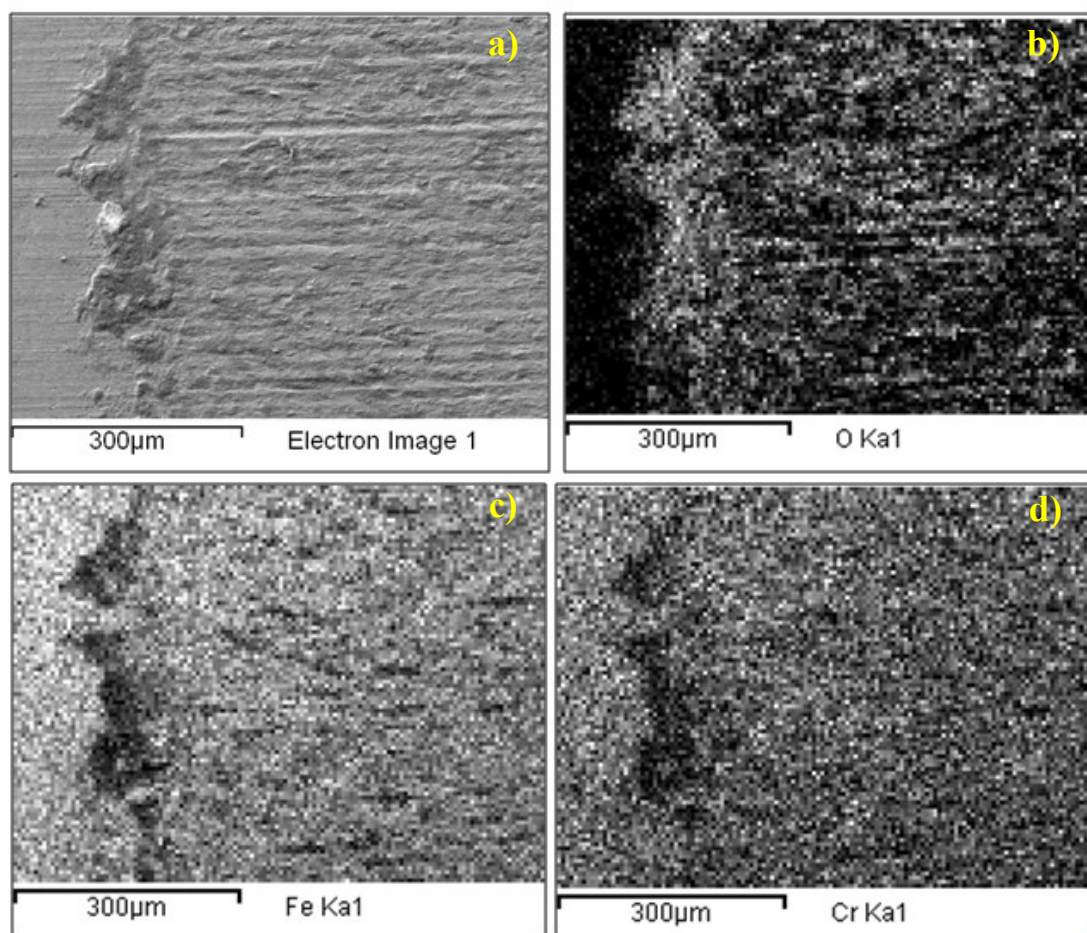


Fig. 5.54 – Mappe EDS che evidenziano l’ossidazione della pista(a), e l’accumulo di ossidi di ferro(b) e cromo del pattino(c) sul bordo sinistro della pista.

In figura 5.55 è mostrato l’andamento dell’usura di sistema e del coefficiente d’attrito in funzione della distanza di strisciamento, nel caso rappresentativo delle prove effettuate con carico pari a 15

N, nel contatto di strisciamento tra pattino e cilindro Kolsterizzato. L'andamento del coefficiente d'attrito è uguale a quello riscontrato per il carico a 5N, con minori fluttuazioni attorno al valore medio per una minore tendenza allo stick-slip. Anche l'andamento dell'usura di sistema è simile ma si attesta su valori leggermente superiori, rispetto al caso di antagonista in Cr, pur restando in regime di usura moderata.

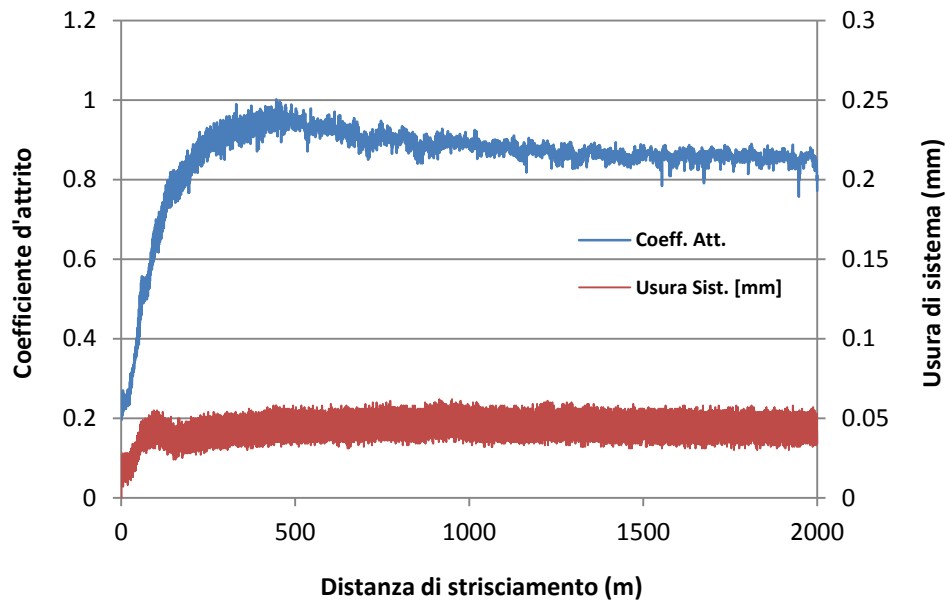


Fig. 5.55– Andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, per un carico di 15N, nel caso di contatto AISI 301-AISI 316L LTC.

La pista del pattino L4_15N risulta totalmente ossidata, con accumulo di ossidi sul bordo di ingresso (Fig 5.56). La parte centrale della pista è soggetta a deformazione plastica superficiale; in questo caso si perde la direzionalità dei solchi, che sono meno evidenti, in quanto si ha una maggiore adesione e trasferimento di ossidi sul cilindro.

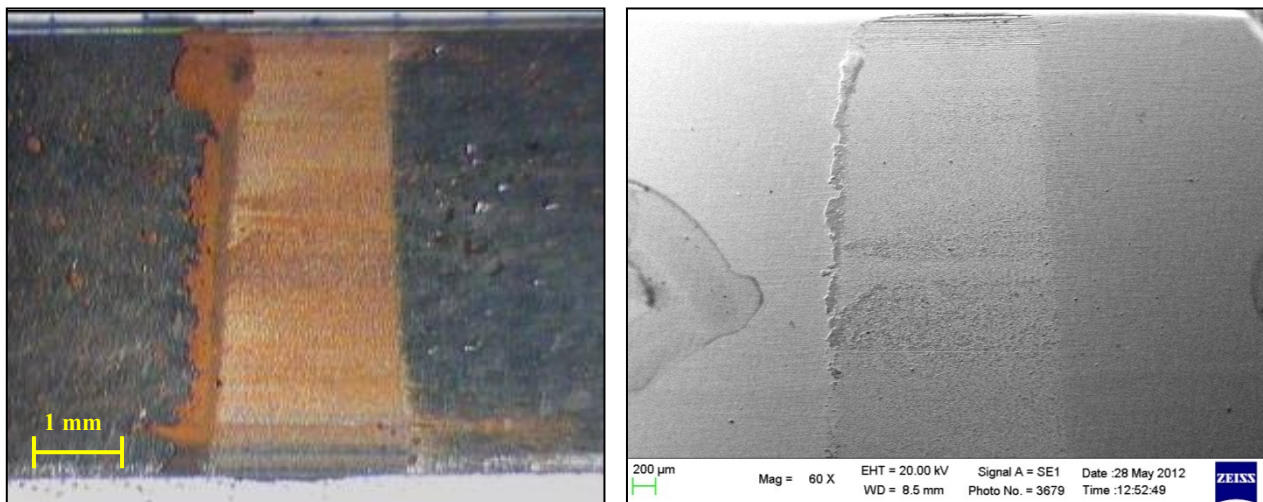


Fig. 5.56 - Pista di usura del pattino L4_15N analizzata al microscopio stereo e al SEM.

Per analizzare meglio la pista di usura, anche in questo caso è stato ingrandito una zona di particolare interesse; in questa zona sono osservabili infatti le tre caratteristiche principali della pista (figura 5.57-5.58): accumulo di ossidi sul bordo di ingresso della pista; deformazione plastica superficiale indotta dall'adesione; strato ossidato.

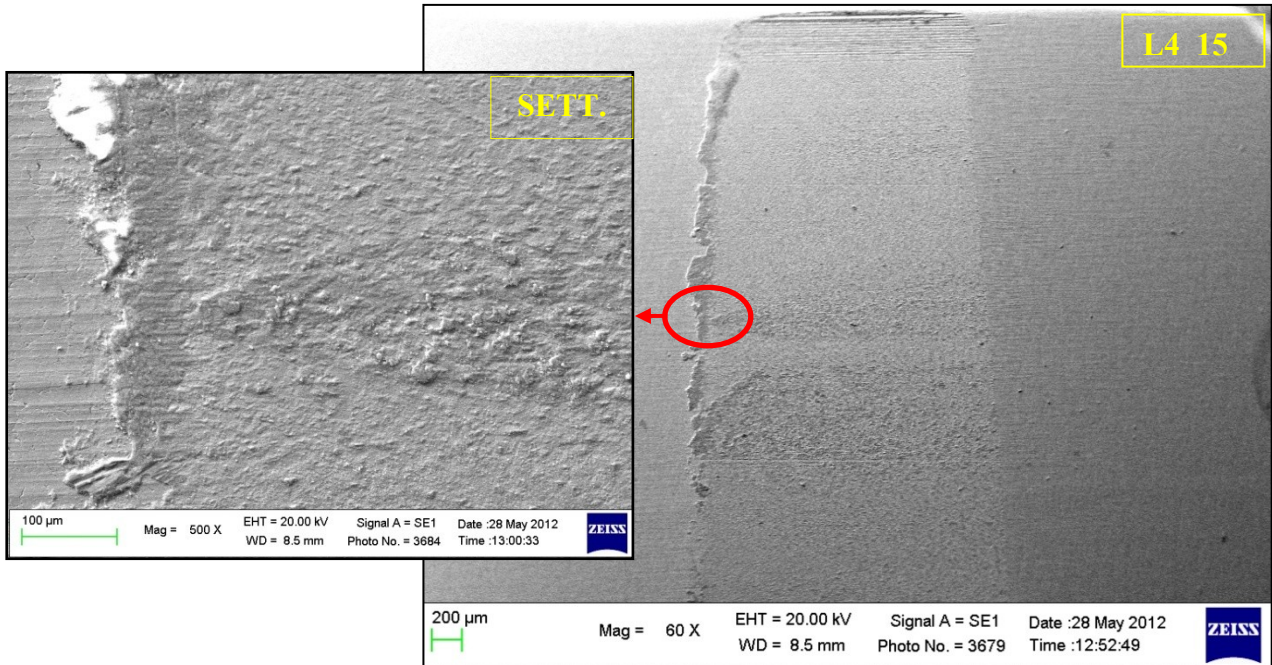


Fig. 5.57 - Settore di interesse della L4_15N, in cui è evidente la deformazione plastica, l'accumulo di ossidi sul bordo sinistro della pista e uno strato di trasferimento di detriti.

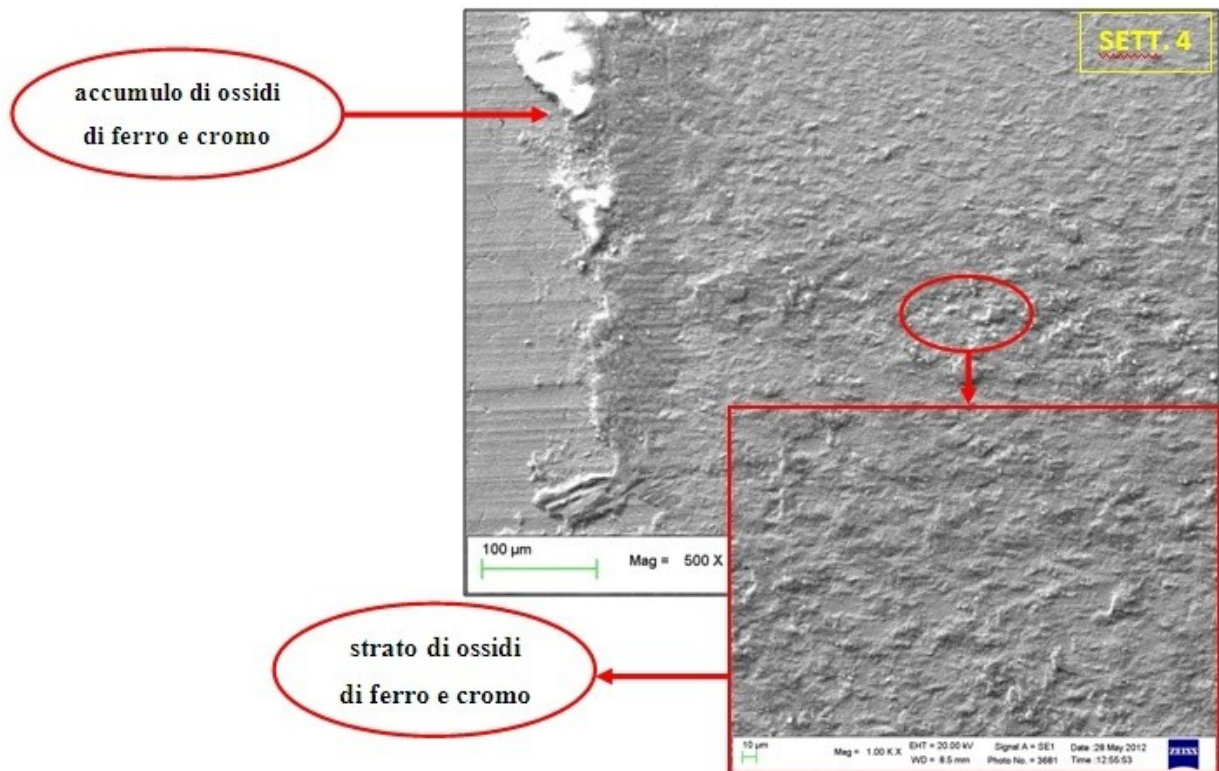


Fig. 5.58 – Caratteristiche principali della pista usurata.

Le mappe EDS confermano l'accumulo di materiale ossidato in corrispondenza della pista e del bordo sinistro della lamella (figura 5.59a); in particolare, è confermata la presenza di ossidi di ferro (figura 5.59b) e cromo (figura 5.59c).

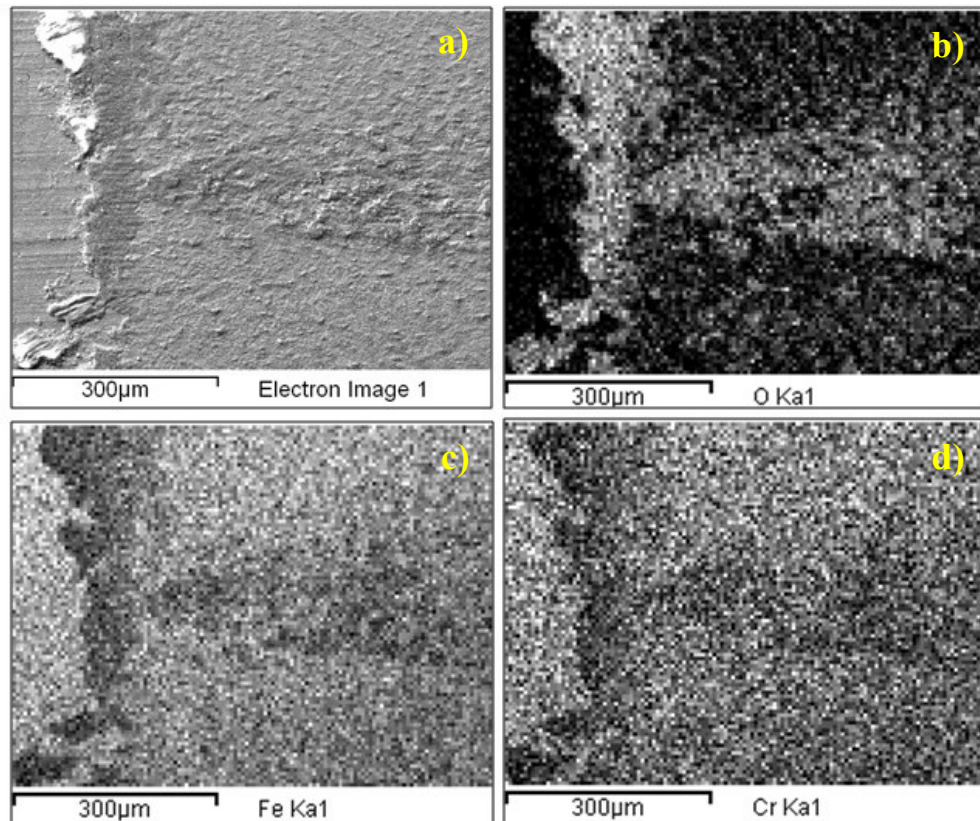


Fig. 5.59 - Mappe EDS che evidenziano l'ossidazione della pista(a), e l'accumulo di ossidi di ferro(b) e cromo del pattino(c) sul bordo sinistro della pista.

L'analisi al microscopio multifocale (figura 5.60) testimonia la presenza, sulla pista del cilindro kolsterizzato, di uno strato di trasferimento di ossidi di ferro proveniente dal pattino L4_15N.

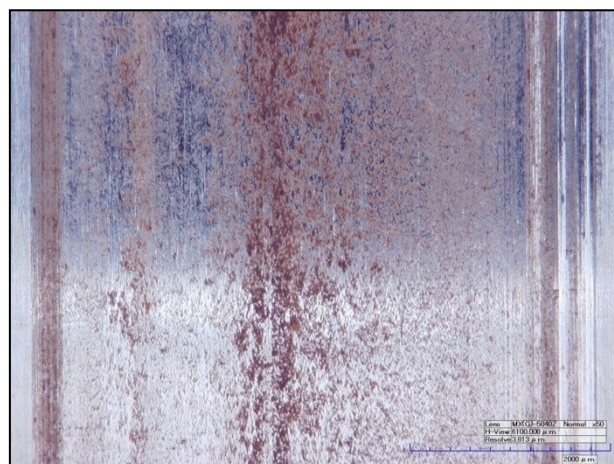


Fig. 5.60 – Analisi al microscopio multifocale della pista di usura del cilindro Kolsterizzato.

Oltre allo strato di trasferimento di ossidi proveniente dal pattino L5_15N, chiaramente visibile nell'ingrandimento di figura 5.61a, sono state rilevate delle solcature (figura 5.61b) indotte, presumibilmente, dall'effetto tagliente dei bordi del pattino indotto dal carico di 15 N.

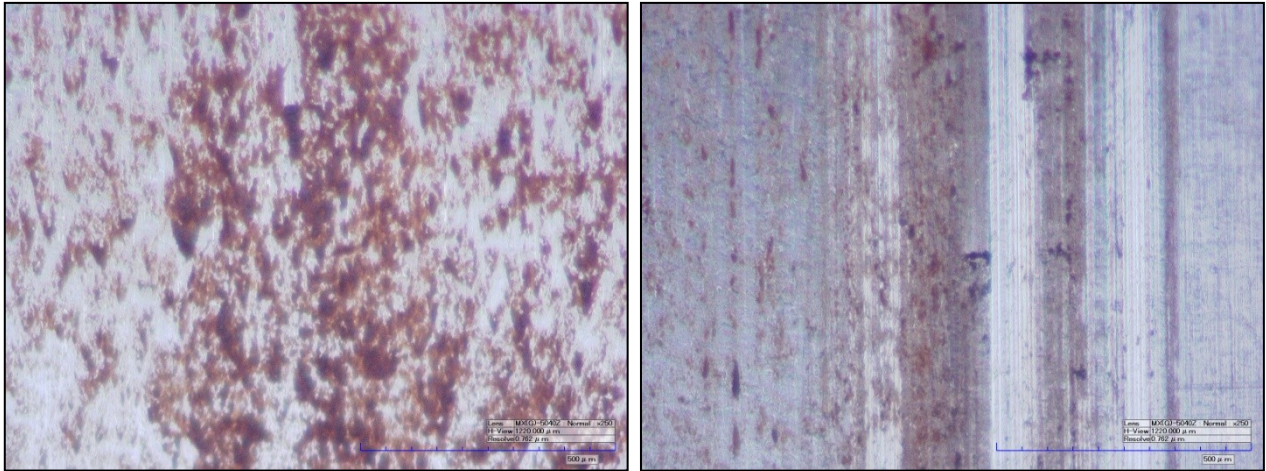


Fig. 5.61– Particolari della pista di usura del cilindro kolsterizzato strisciante con il pattino L4_15N. Sono chiaramente visibili gli strati di ossido trasferito (a) e le solcature sul bordo destro della pista (b).

I valori del coefficiente d'attrito medio in funzione del carico, nel caso di antagonista Kolsterizzato, sono risultati sostanzialmente uguali a quelli rilevati nel caso del cromo e caratterizzati dallo stesso meccanismo che porta all'abbassamento del coefficiente d'attrito in funzione del carico. I valori sono riportati in figura 5.62.

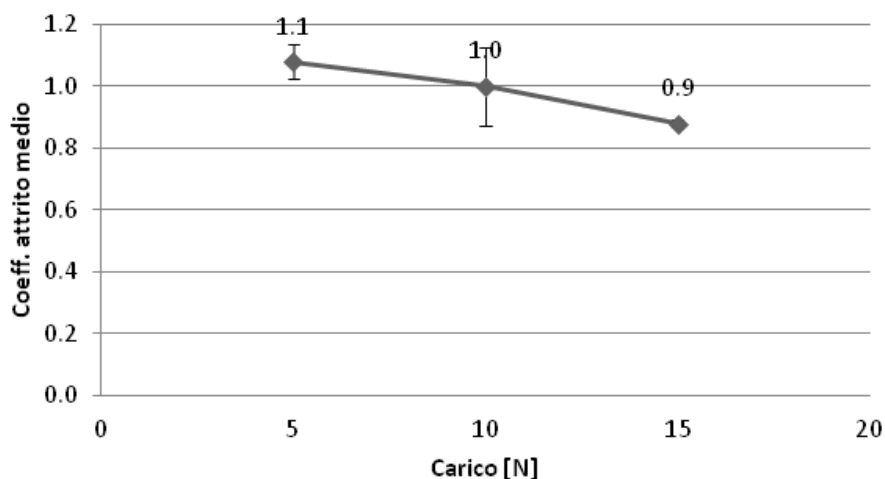


Fig. 5.62 – Coefficiente d'attrito medio del sistema AISI 301- Kolsterizzato in funzione del carico, per prove condotte con velocità di 0,3 m/s e distanza di strisciamento di 2000 m.

Il tasso di usura medio (figura 5.63) è decisamente basso per i carichi a 5 e 10 N, mentre con il carico a 15 N il valore si discosta di circa 1 ordine di grandezza (da 10^{-6} a 10^{-5} [mm^3/m]); questo è dovuto alla maggiore componente adesiva che si sviluppa con il carico più alto.

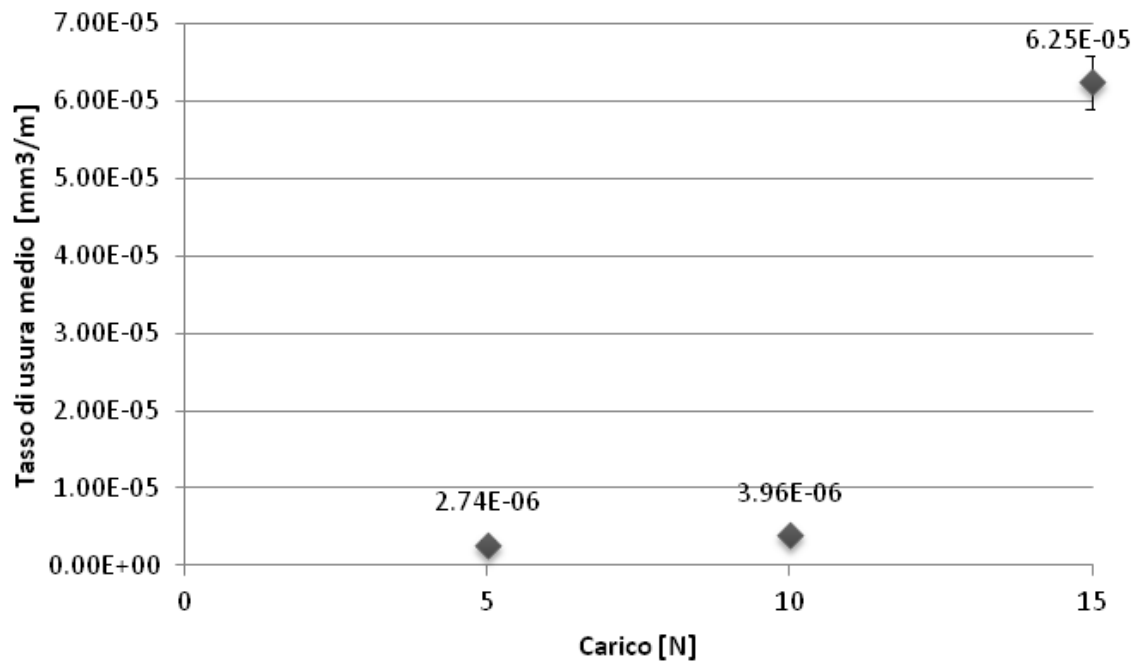


Fig. 5.63 – Tassi di usura medio del sistema AISI 301- Kolsterizzato in funzione del carico, per prove condotte con velocità di 0,3 m/s e distanza di strisciamento di 2000 m.

5.2.6.3.3 Antagonista in AISI 316L + High Velocity Oxygen Fuel WC(83%vol.) - CO(17%vol.)

In figura 5.64 è mostrato l'andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, nel caso rappresentativo delle prove effettuate con carico pari a 5 N, nel contatto di strisciamento tra pattino e antagonista in AISI 316 L High Velocity Oxygen Fuel WC(83%vol.) - Co(17%vol.). Il coefficiente d'attrito, in questo caso, si mantiene sotto l'unità e presenta un andamento leggermente oscillatorio, mentre l'usura si mantiene ad un valore superiore (0,05) riscontrato, nei primi due casi, in corrispondenza del carico di 15 N.

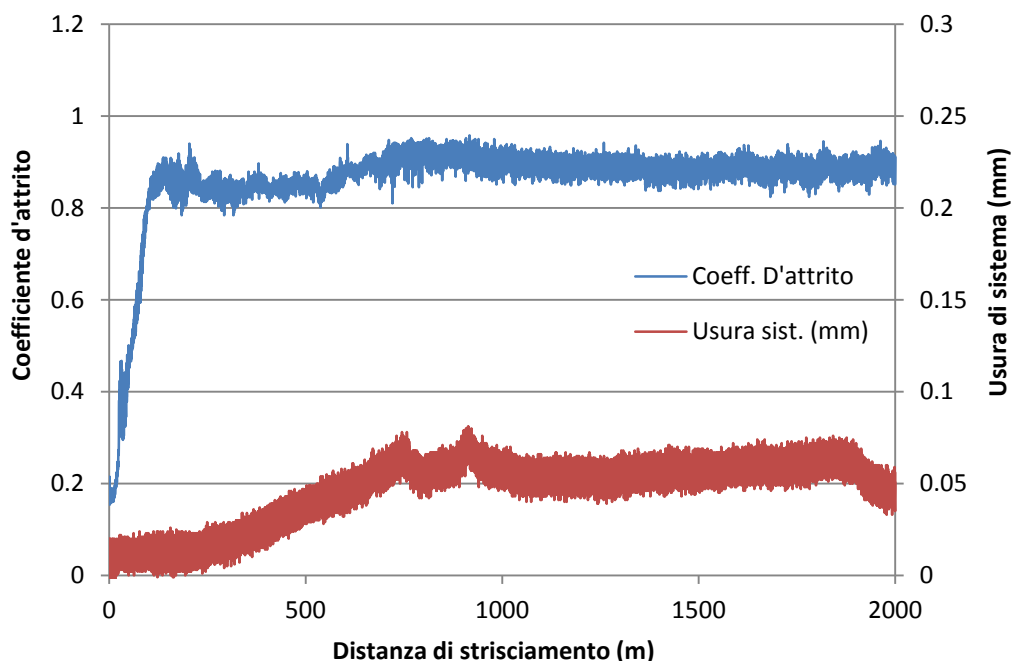


Fig. 5.64 – Andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, per un carico di 5N e velocità di 0,3 m/s, nel caso di contatto AISI 301-(83%vol.)WC-Co(17%vol.).

La pista di usura del pattino L5_5N osservabile in figura 5.65, mostra un livello di danneggiamento superiore rispetto alle prove con cilindro cromato e Kolsterizzato.

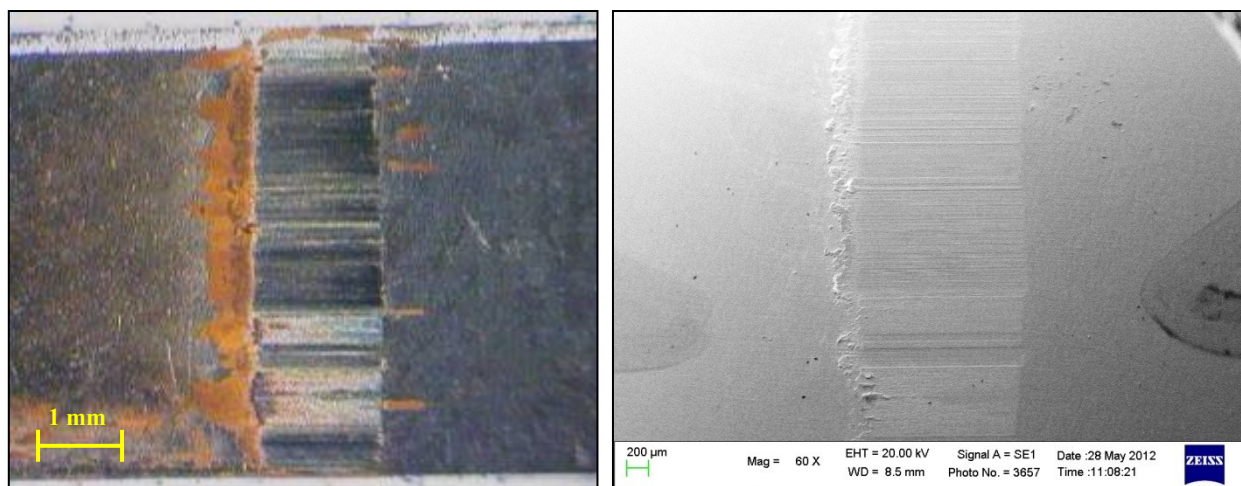


Fig. 5.65 - Pista di usura del pattino L5_5N analizzata al microscopio stereo e al SEM.

Il settore 5 della pista, riportato in figura 5.66, permette di esaminare con più precisione i meccanismi di danneggiamento del pattino. In questo caso, la pista presenta un accumulo di ossidi di ferro sul bordo di ingresso (figura 5.67) con tracce anche sul bordo destro. Inoltre, sono presenti delle microarature accanto a degli strati ossidati (figura 5.68), responsabili delle oscillazioni che caratterizzano l'attrito.

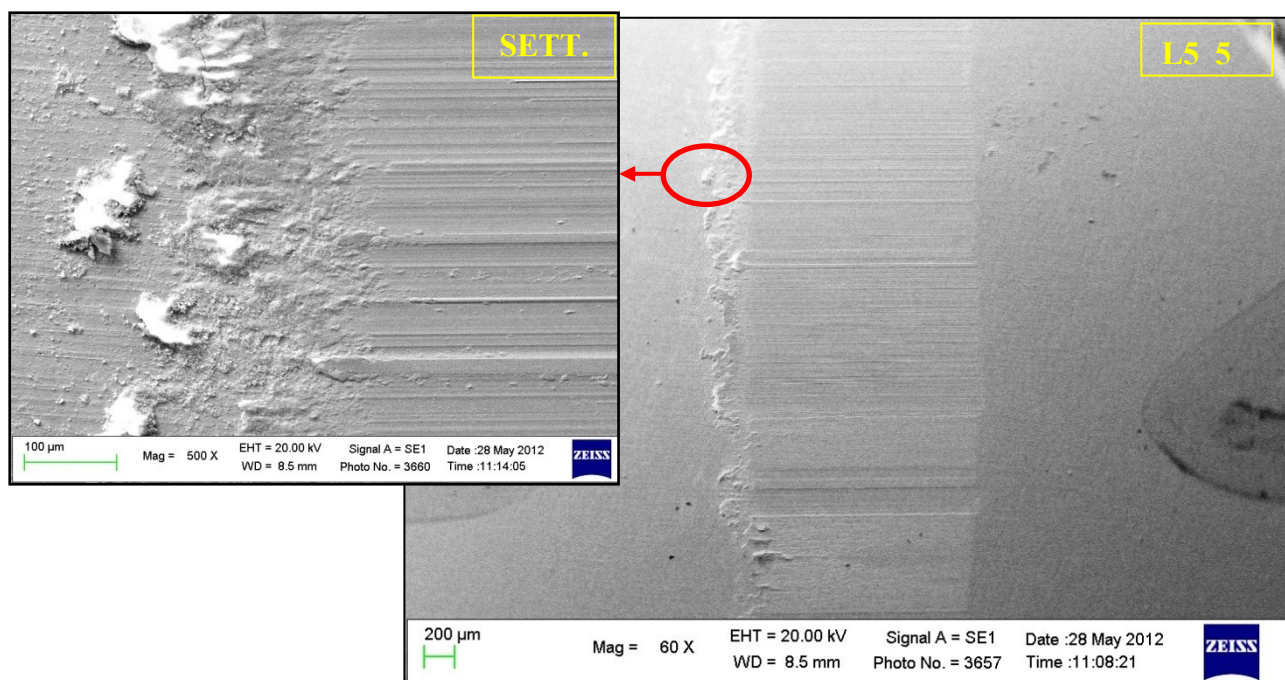


Fig. 5.66 - Settore di interesse della L5_5N, che include tutti i danneggiamenti elencati.

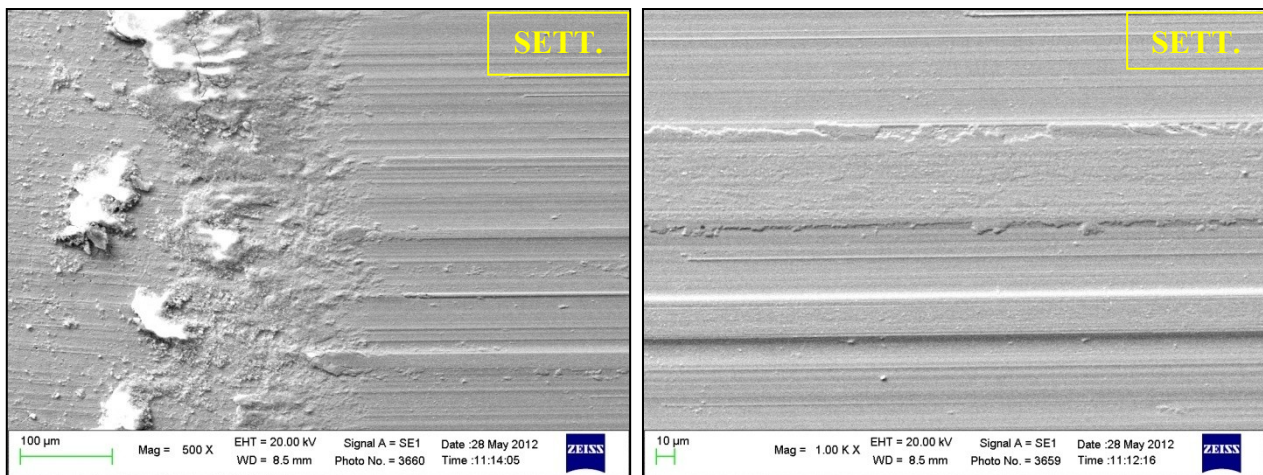


Fig. 5.67 – Ingrandimenti del settore 5; la pista presenta un accumulo di ossidi di ferro sul bordo sinistro (a). Inoltre, sono presenti delle microarature e strati di ossidi di ferro (b).

L'accumulo di ossidi sul bordo di ingresso e la presenza di strati di trasferimento è confermata dalle mappe EDS (fig 5.68), che hanno rilevato la presenza di ossidi di ferro e di cromo (fig 5.68c-d), con la presenza di tungsteno e cobalto (fig 5.68e-f), che si mescolano formando dei *mechanically mixed layers*. Il contatto di strisciamento, in questo caso, causa anche l'usura del rivestimento superficiale del cilindro; il danneggiamento è provocato dal distacco di carburi duri di tungsteno che inducono ad un'usura prevalentemente abrasiva accompagnata da una diminuzione della componente adesiva; questo spiega l'andamento del tasso di usura leggermente superiore rispetto ai casi precedenti.

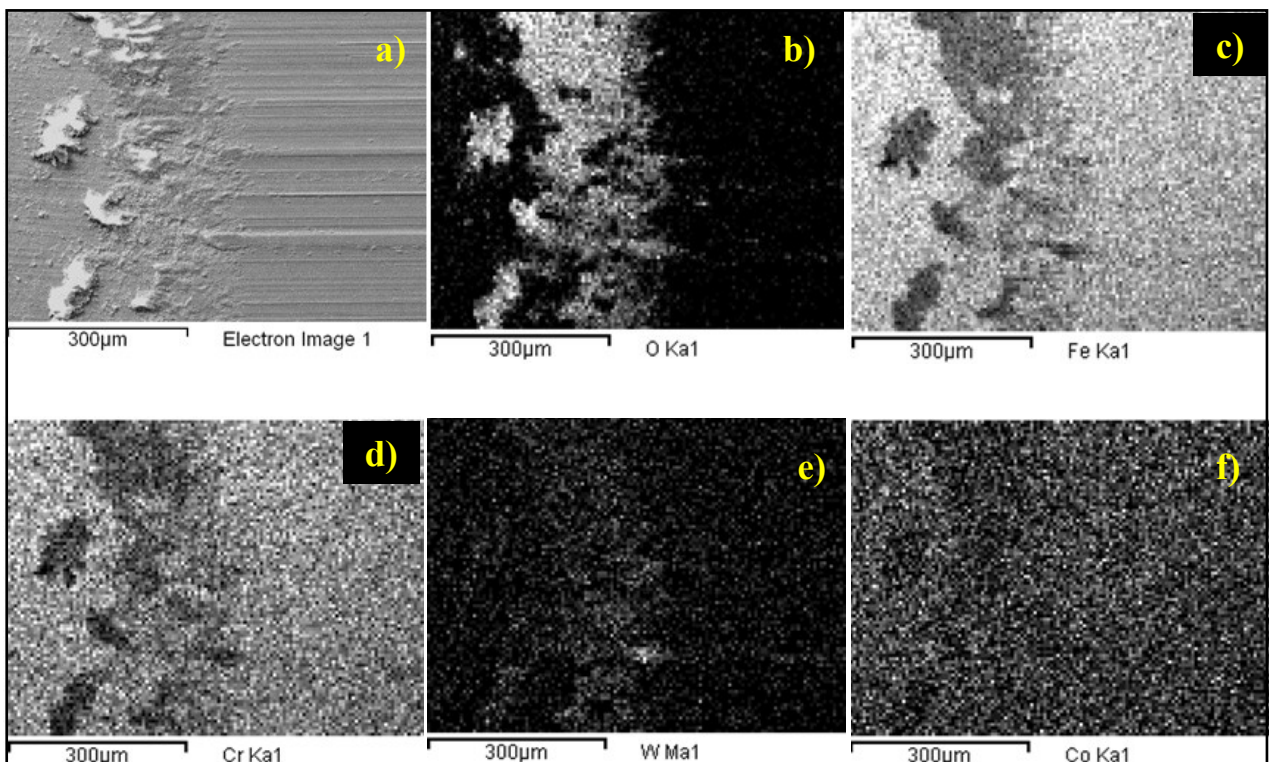


Fig 5.68 - Mappe EDS che evidenziano l'accumulo(a) di ossidi(b) di ferro(c), cromo(d), tungsteno(e) e cobalto(f).

In figura 5.69 è mostrato l'andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, nel caso rappresentativo delle prove effettuate con carico pari a 15 N. Il coefficiente d'attrito, anche in questo caso, si mantiene al di sotto dell'unità; come nel caso precedente, la fase di regime presenta un andamento leggermente oscillatorio, mentre l'usura registra un comportamento quasi periodico che alterna fasi di formazione di ossidi (andamento crescente) a fasi di distacco degli stessi (andamento decrescente).

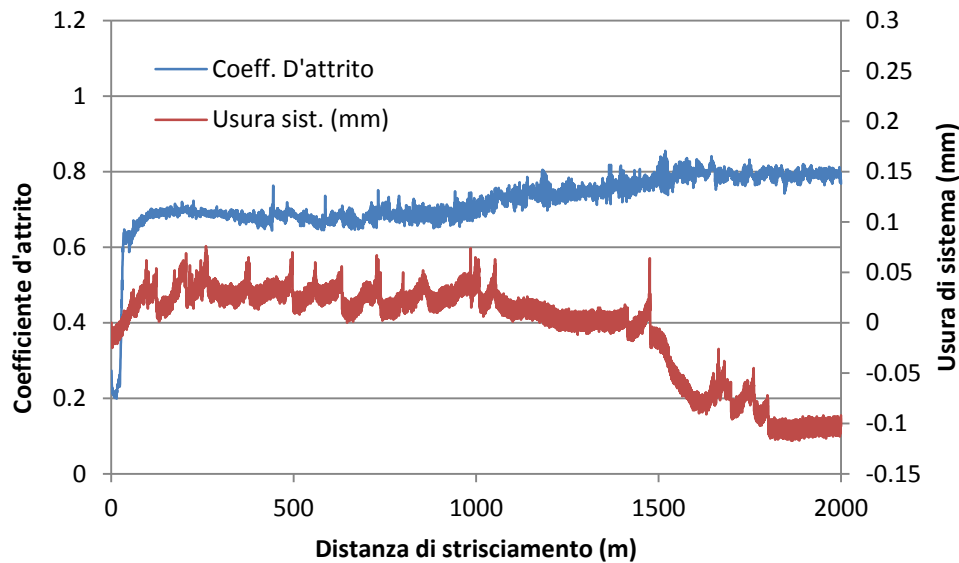


Fig. 5.69 – Andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, per un carico di 15N e velocità di 0,3 m/s, nel caso di contatto AISI 301-(83%vol.)WC-Co(17%vol.).

La pista di usura del pattino L6_15N, riportata in figura 5.70, è caratterizzata soprattutto dalla presenza di strati di trasferimento di ossidi, presenti sia all'interno della pista sia sul lato sinistro della stessa. In questo caso, data l'entità e la tipologia dei danneggiamenti, sono stati esaminati tre settori diversi della pista (figura 5.71).

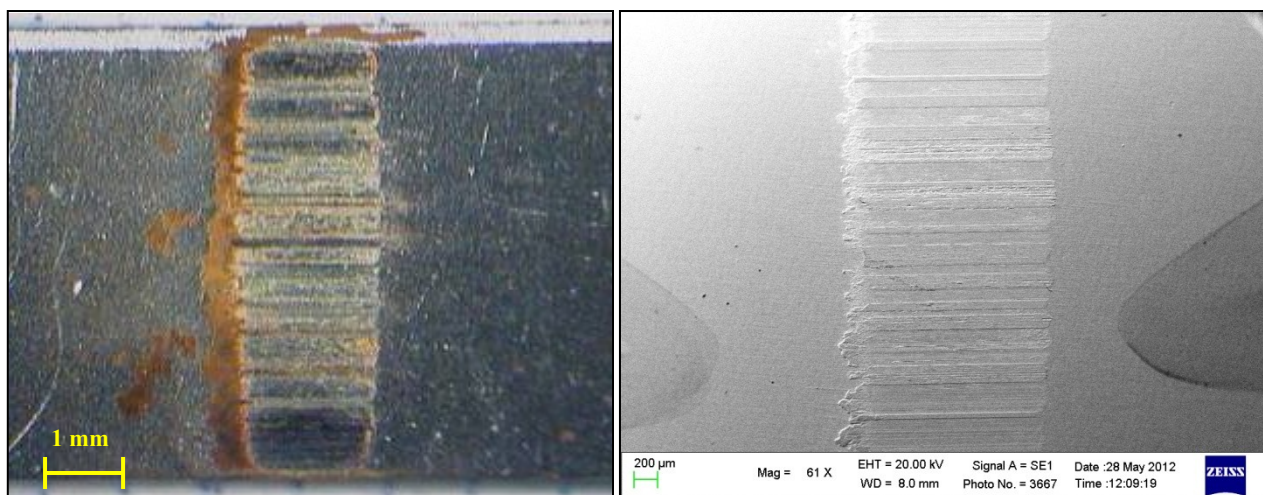


Fig. 5.70 - Pista di usura del pattino L6_15N analizzata al microscopio stereo e al SEM.

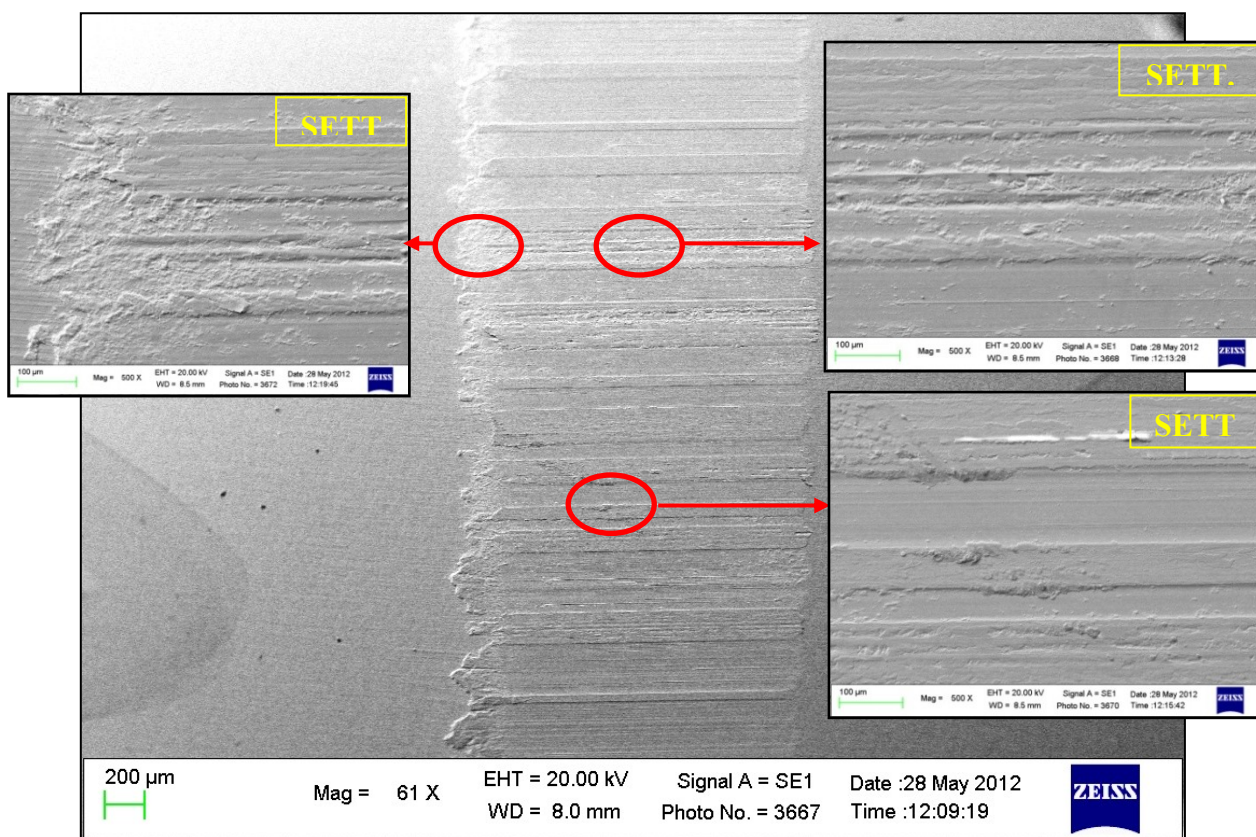


Fig. 5.71 - Settori di interesse della L6_15N, per l'identificazione delle varie tipologie di danneggiamento.

Nel settore 6 di figura 5.72, si osserva una deformazione plastica moderata indotta dall'azione congiunta dell'adesione e dell'abrasione.

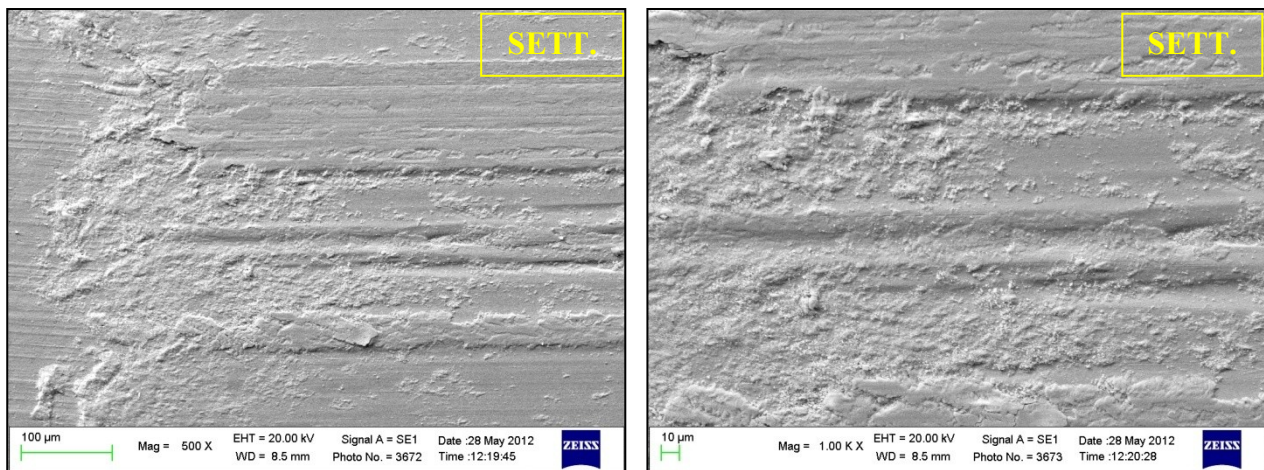


Fig. 5.72 – Il settore 6 è soggetto a deformazione plastica severa.

Nel settore 7 di figura 5.73, si osserva una deformazione plastica moderata indotta dall'abrasione a 2 corpi che causa microaratura;

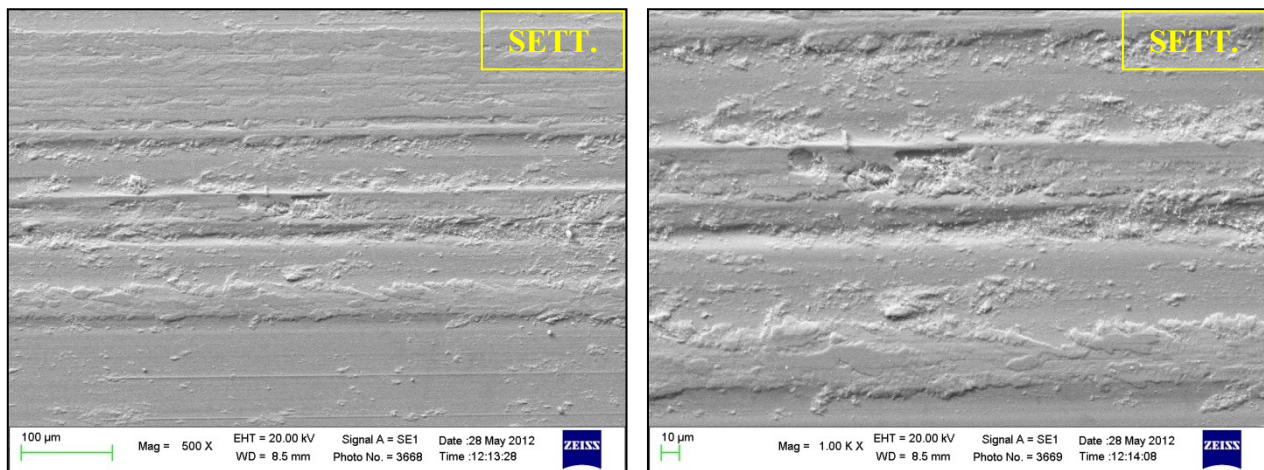


Fig. 5.73 – Il settore 7 è soggetto a deformazione plastica moderata.

Nel settore 8 di fig. 5.74, si osservano degli strati di trasferimento indotti dall'usura tribossidativa; essi sono composti da materiale ossidato della lamella più particelle proveniente dall'antagonista.

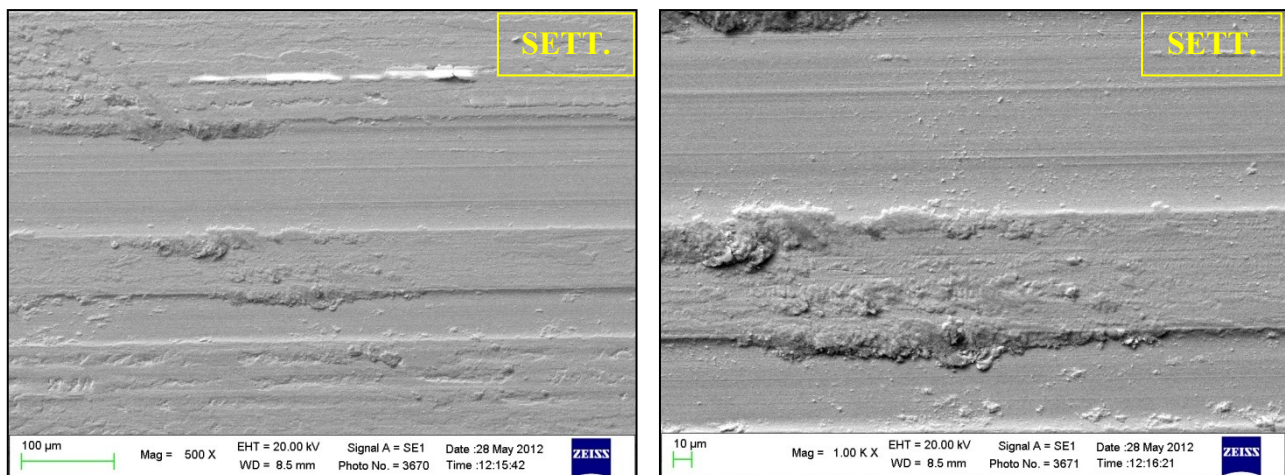


Fig. 5.74 – Nel settore 8 sono evidenti gli strati di trasferimento dovuti ad usura tribossidativa.

Le mappe EDS (fig. 5.75) sono state ottenute per il settore 6, il quale è soggetto ad entrambi le componenti, adesiva e abrasiva; evidenziano la presenza di stati di trasferimento formati da un mix di ossidi di ferro (fig. 5.75 *a, b e c*), con presenza di cromo (fig. 5.75*d*) e tungsteno (fig. 5.75*e*). In questo caso, la quantità del cobalto (fig. 5.75*f*) non è significativa.

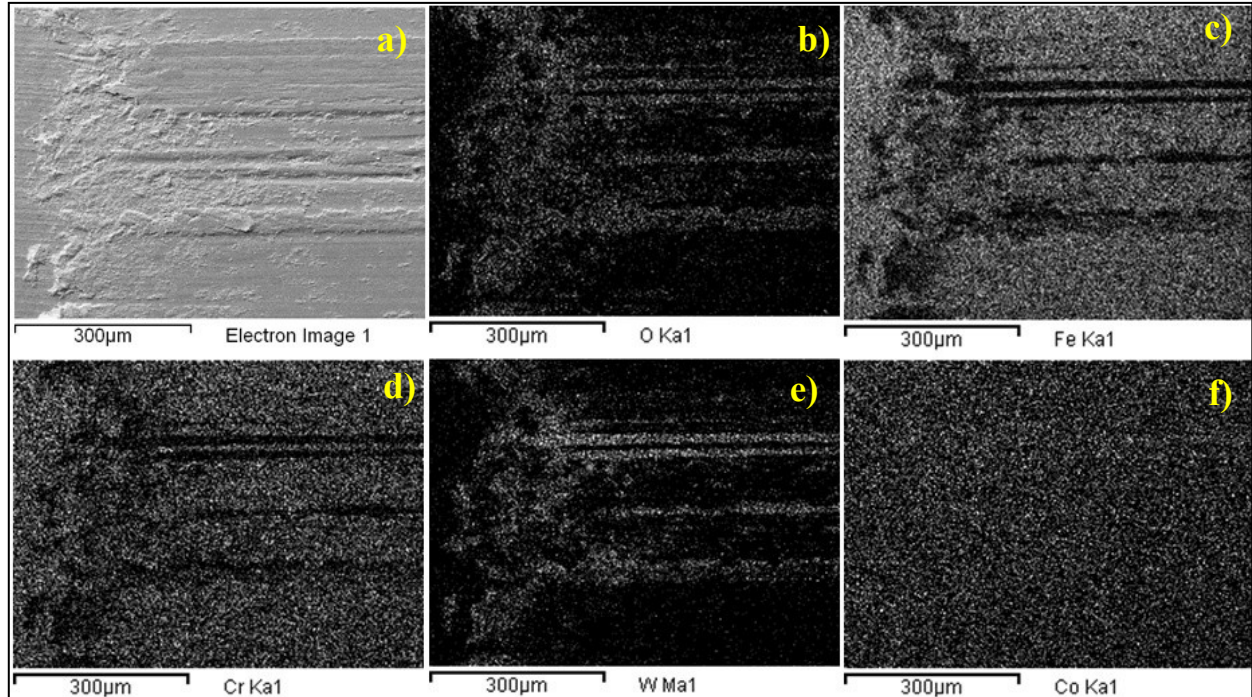


Fig. 5.75 - Mappe EDS che evidenziano l'ossidazione della pista(a), l'accumulo di ossidi di ferro(b), cromo del pattino(c) e tungsteno(d), al bordo sinistro e sugli strati di trasferimento della pista.

In figura 5.76a, è riportata l'immagine della superficie del cilindro, al di fuori della pista di usura, rilevata al microscopio multifocale. Questa immagine evidenzia i microsolchi dovuti al processo di rettifica. In figura 5.76b, è raffigurata la pista di usura, che presenta evidenti strati di trasferimento.

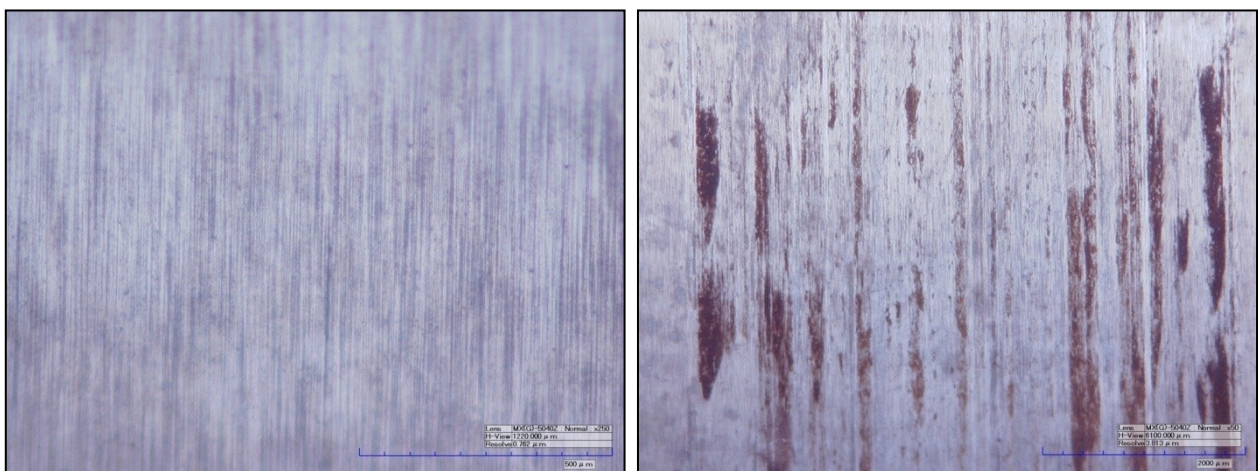


Fig. 5.76 - Superficie del cilindro, rivestito con (83%vol.)WC-Co(17%vol.), fuori (a) e dentro (b) la pista di usura.

In figura 5.77a, oltre agli strati di trasferimento, sono individuabili i solchi causati dai carburi di tungsteno. In figura 5.77b, è raffigurato l'ingrandimento degli strati di trasferimento e del solco più evidente.

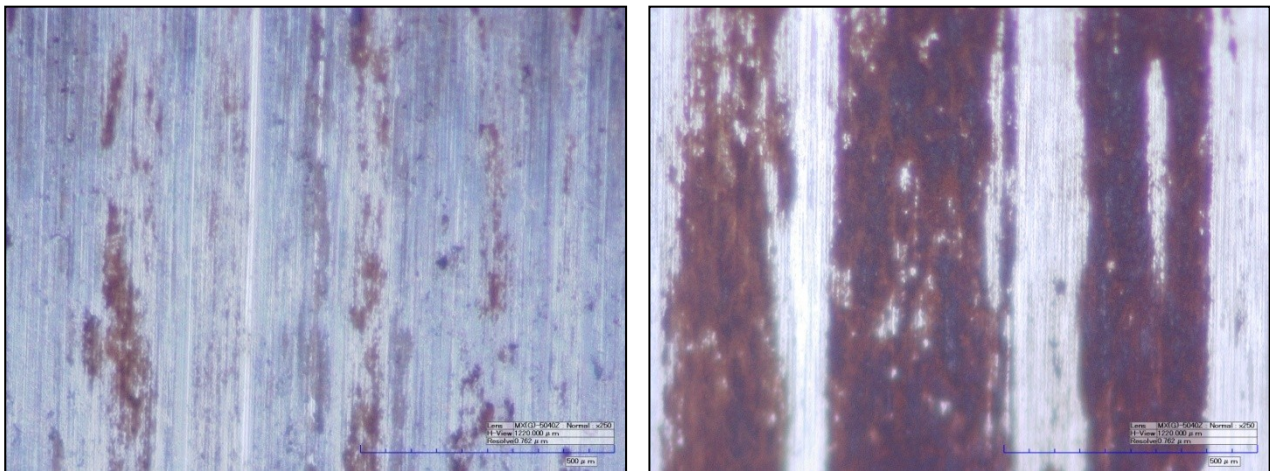


Fig. 5.77 – Strati di trasferimento e solchi causati dai carburi di tungsteno.

In questo caso, il pattino è soggetto sia alla componente adesiva che abrasiva dell'usura, anche se il meccanismo usurante prevalente resta tribo-ossidativo moderato. La compresenza della due componenti giustificano un tasso di usura (figura 5.78) leggermente più alto rispetto ai casi fin'ora esaminati; i valori ottenuti sono sempre dell'ordine dei 10^{-5} [mm³/m], e si discostano tra loro di qualche unità, con un minimo toccato nel caso di carico di 10 N, in corrispondenza del quale è stato osservata una maggiore componente adesiva rispetto a quella abrasiva.

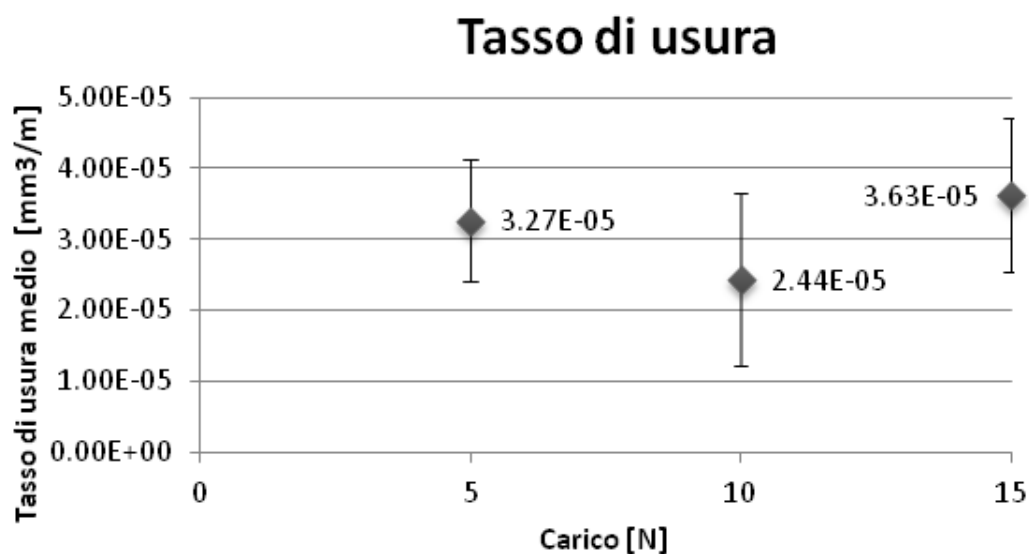


Fig. 5.78 – Tassi di usura medio del sistema AISI 301- (83%vol.)WC-Co(17%vol.), in funzione del carico, per prove condotte con velocità di 0,3 m/s e distanza di strisciamento di 2000 m.

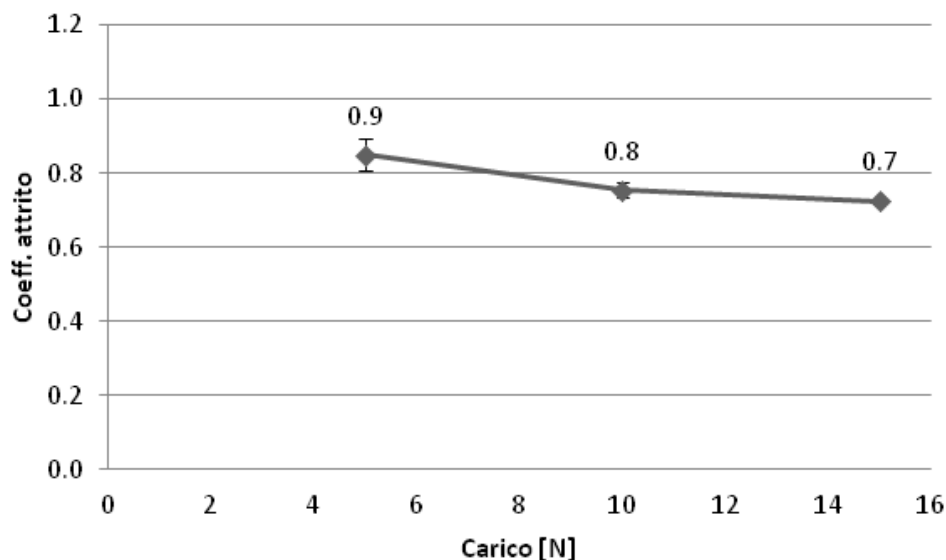


Fig. 5.79 – Coefficiente d'attrito medio del sistema AISI 301- (83%vol.)WC-Co(17%vol.), in funzione del carico, velocità di 0,3 m/s e distanza di strisciamento di 2000 m.

5.2.6.3.4 Antagonista in AISI 316L Air Plasma Spray Al_2O_3 (87%Vol.) - TiO_2 (13%Vol.)

In figura 5.80, è mostrato l'andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, nel caso rappresentativo delle prove effettuate con carico pari a 5 N, nel contatto di strisciamento tra pattino e antagonista in AISI 316L air plasma spray Al_2O_3 (87%vol.)- TiO_2 (13%vol.). Il coefficiente d'attrito in questo caso è molto basso e si attesta nell'intorno di 0,2; l'usura di sistema ha un andamento crescente costante; si ricordi che l'allumina (1180 HV_{0,1}) ha una durezza decisamente superiore all'AISI 301(950±50 HV_{0,1}), il che indurrà ad un alto contributo abrasivo, ma è anche molto fragile.

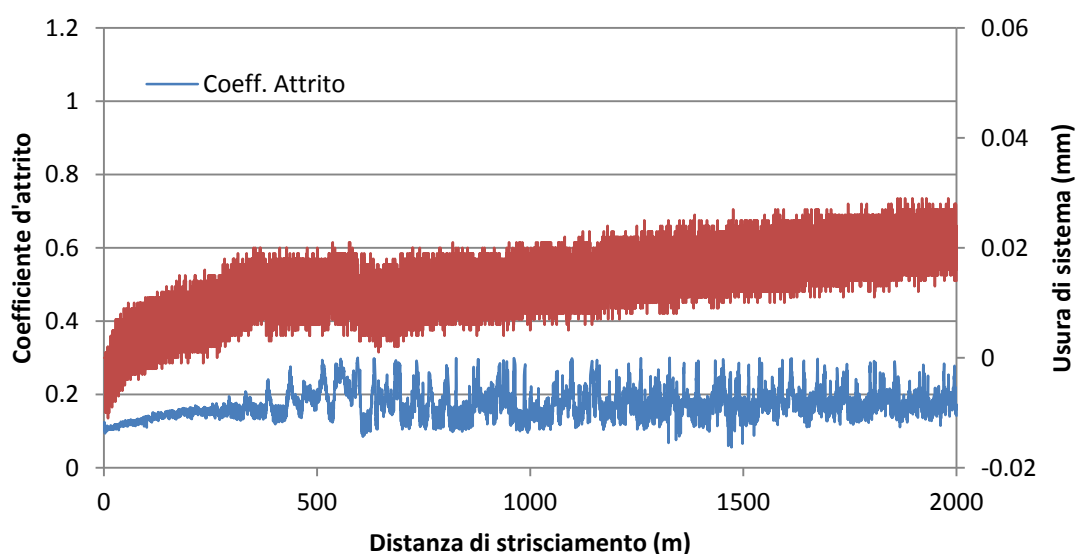


Fig. 5.80 – Andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, per un carico di 5N, nel caso di contatto AISI 301- Al_2O_3 (87%vol.) - TiO_2 (13%vol.)

La pista di usura del pattino L7_5N è soggetta a microabrasione a due corpi (Fig. 5.81); la microaratura riguarda tutta la pista, che risulta parzialmente ossidata: il meccanismo di usura prevalente resta comunque quello tribossidativo. I detriti si accumulano sul bordo della pista.

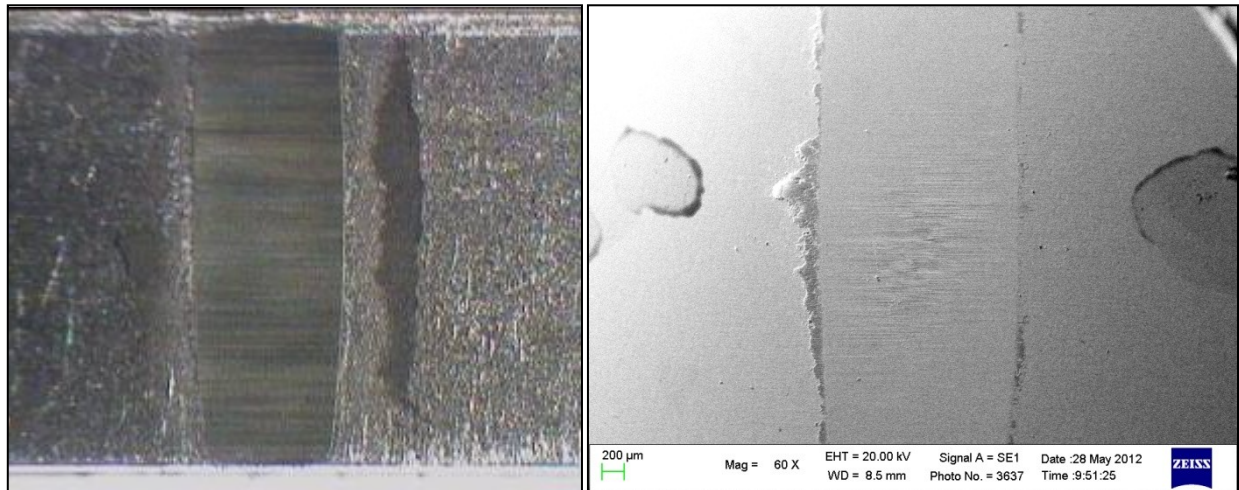


Fig. 5.81 - Pista di usura del pattino L7_5N analizzata al SEM.

In figura 5.82, si evidenzia la microabrasione e l'accumulo di detriti sul lato sinistro della pista.

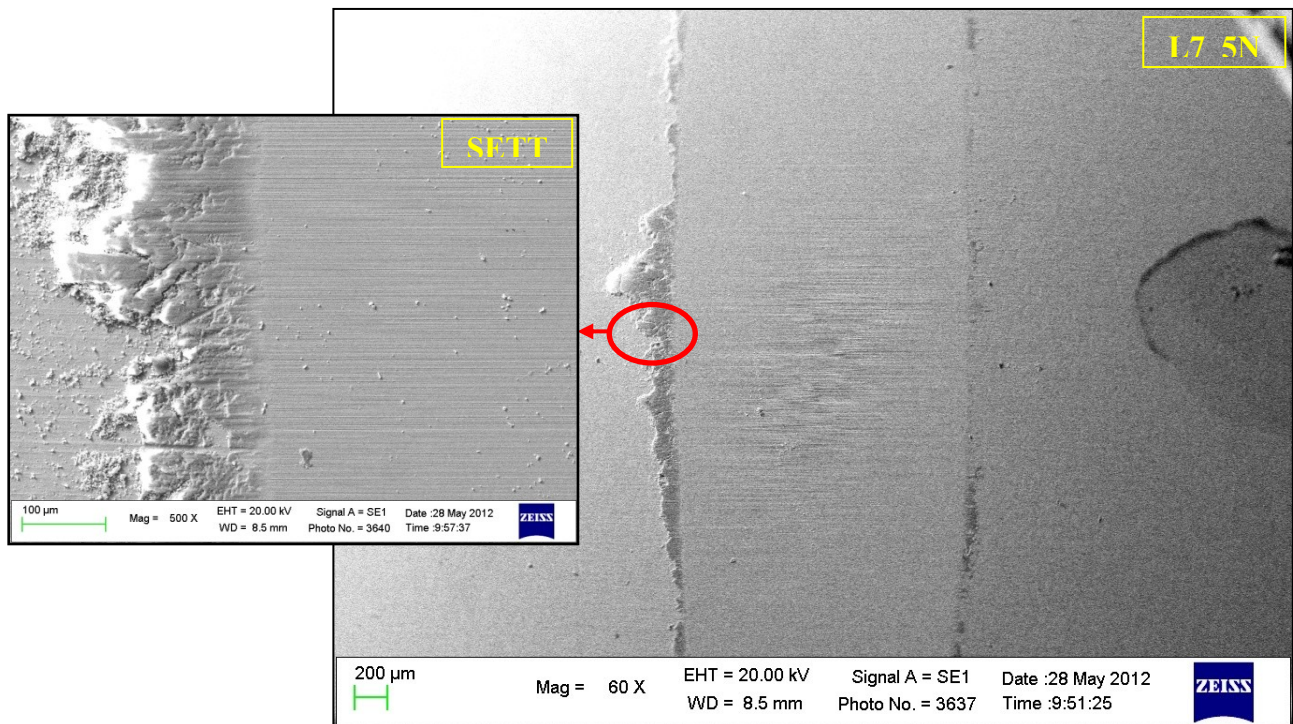


Fig. 5.82 – Microabrasione sul pattino L7_5N e l'accumulo di detriti sul lato di ingresso della pista.

Un ulteriore ingrandimento, in figura 5.83, conferma i meccanismi di usura descritti e se ne possono osservare meglio i relativi danneggiamenti.

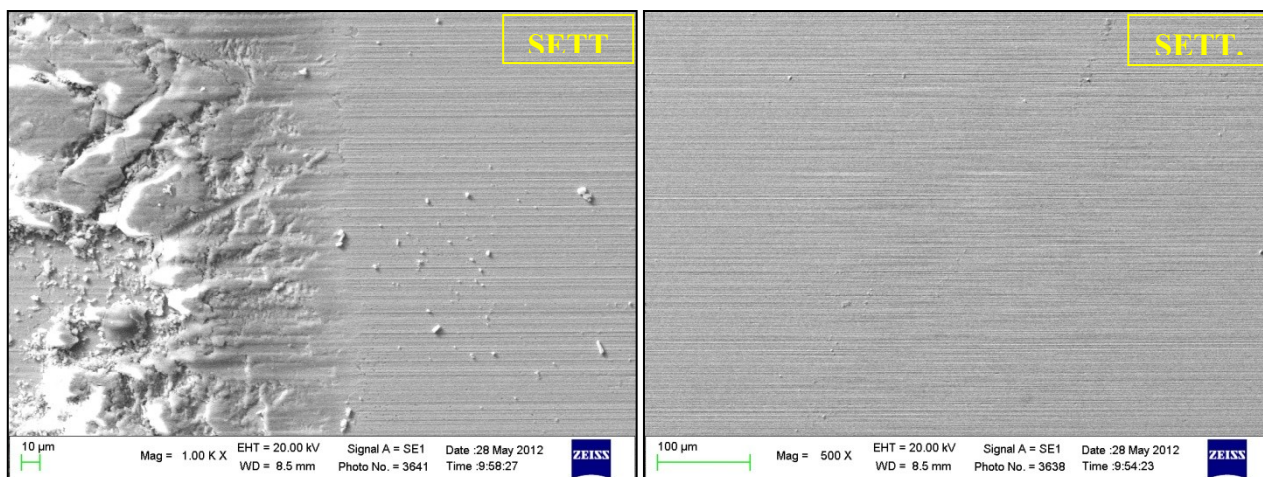


Fig. 5.83 – Danneggiamenti relativi ai meccanismi di usura tribossidativa e microabrasiva.

In figura 5.84 è riportata la spettroscopia EDS nella zona di accumulo dei detriti che risultano essere prevalentemente ossidi di ferro.

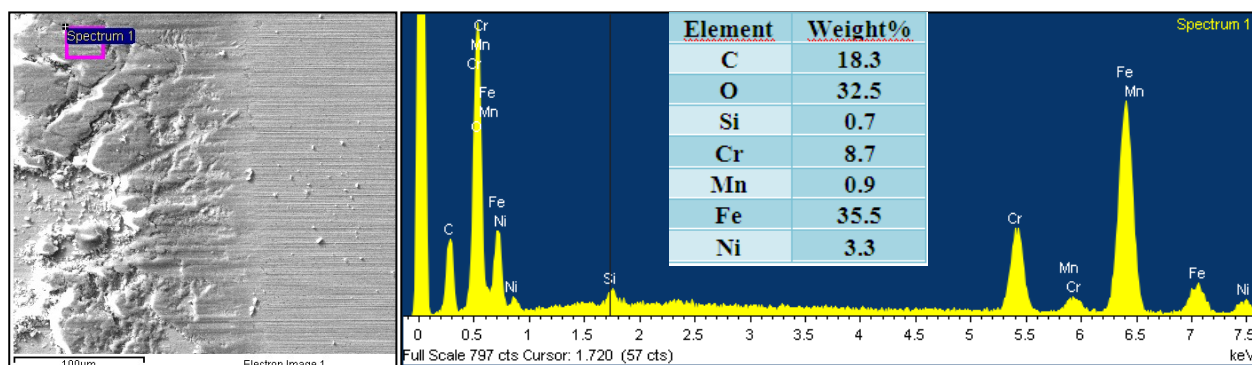


Fig. 5.84 - Spettroscopia EDS nella zona di accumulo di quelli che risultano essere ossidi di ferro

In figura 5.85 è mostrato l'andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, nel caso rappresentativo delle prove effettuate con carico pari a 15N.

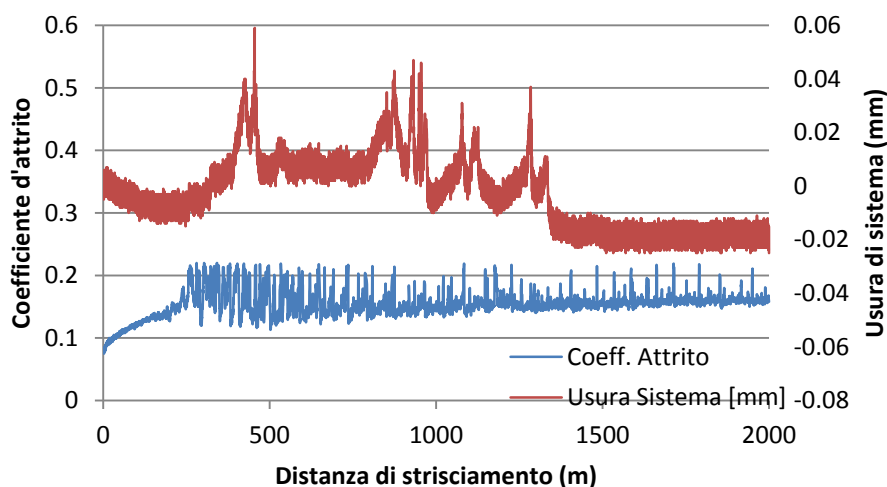


Fig. 5.85 – Andamento dell'usura di sistema e del coefficiente d'attrito in funzione della distanza di strisciamento, per un carico di 15N, nel caso di contatto AISI 301 - Al_2O_3 (87%vol.)- TiO_2 (13%vol.).

In questo caso, gli ossidi di ferro sono ben visibili sia a destra che a sinistra della pista di usura (fig. 5.86a); Sul lato sinistro della pista si hanno i prodotti della tribossidazione (figura 5.86b).

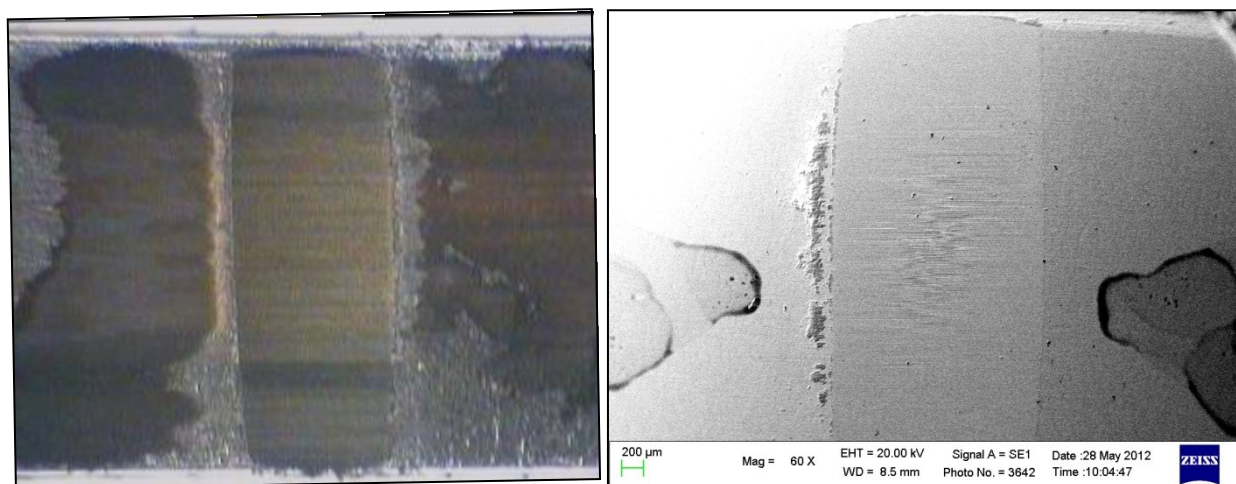


Fig. 5.86 - Pista di usura del pattino L8_15N analizzata al microscopio elettronico e al SEM.

Come in tutti i casi precedenti, l'analisi ha previsto l'ingrandimento di un settore di interesse (figura 5.87) mediante il quale è stato possibile confermare l'azione della componente tribossidativa (figura 5.88a) e di quella abrasiva (figura 5.88b).

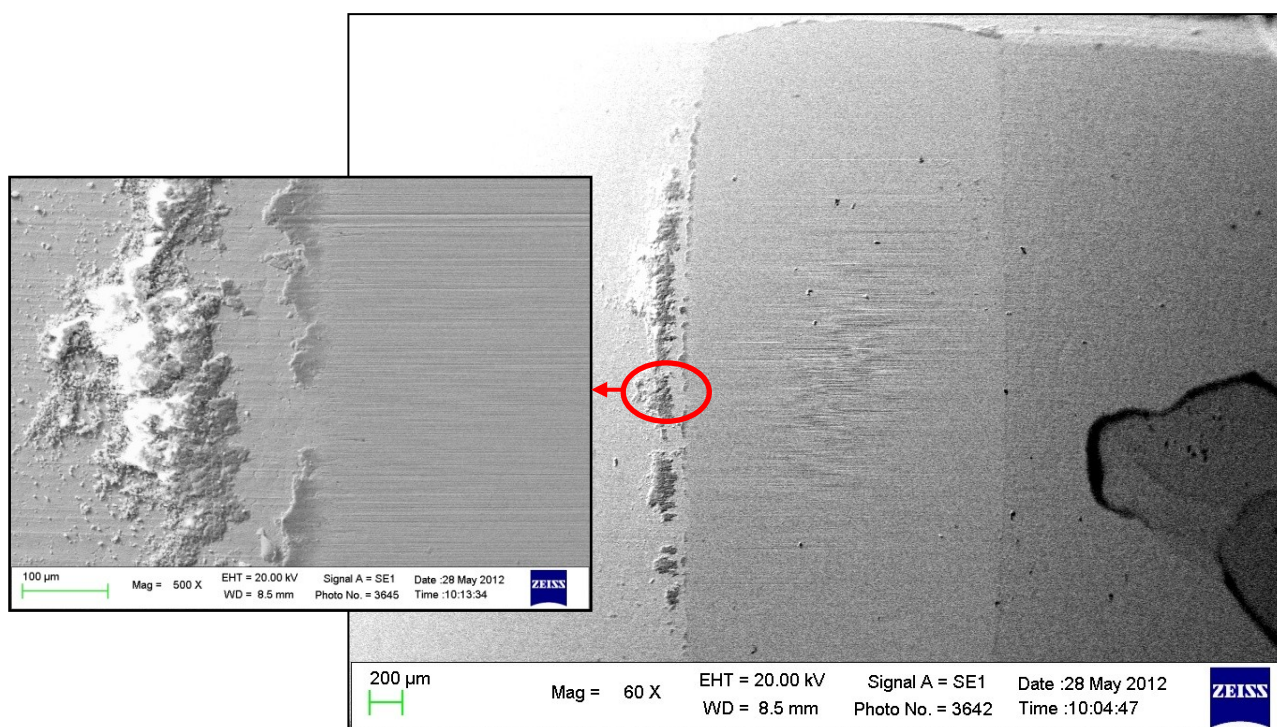


Fig. 5.87 - Settore di interesse della L8_15N, in cui si osservano gli accumuli di ossidi e la pista microabrasa.

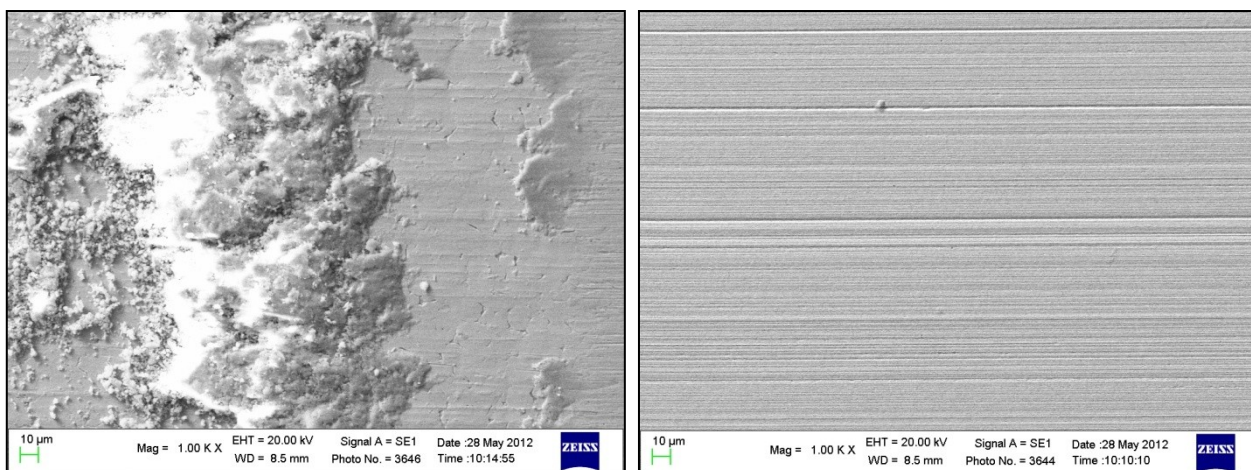


Fig. 5.88 – Accumuli di ossidi e l'interno della pista del pattino L8_15N in cui è evidente la microabrasione.

Le mappe EDS (fig.5.89) confermano che gli accumuli osservati sul bordo di entrata del pattino sono essenzialmente ossidi di ferro (figura 5.89 *a, b e d*), con cromo (*f*) e tracce di nichel (*e*). In questo caso, è stata rilevata, in percentuali minime, la presenza di alluminio (*d*).

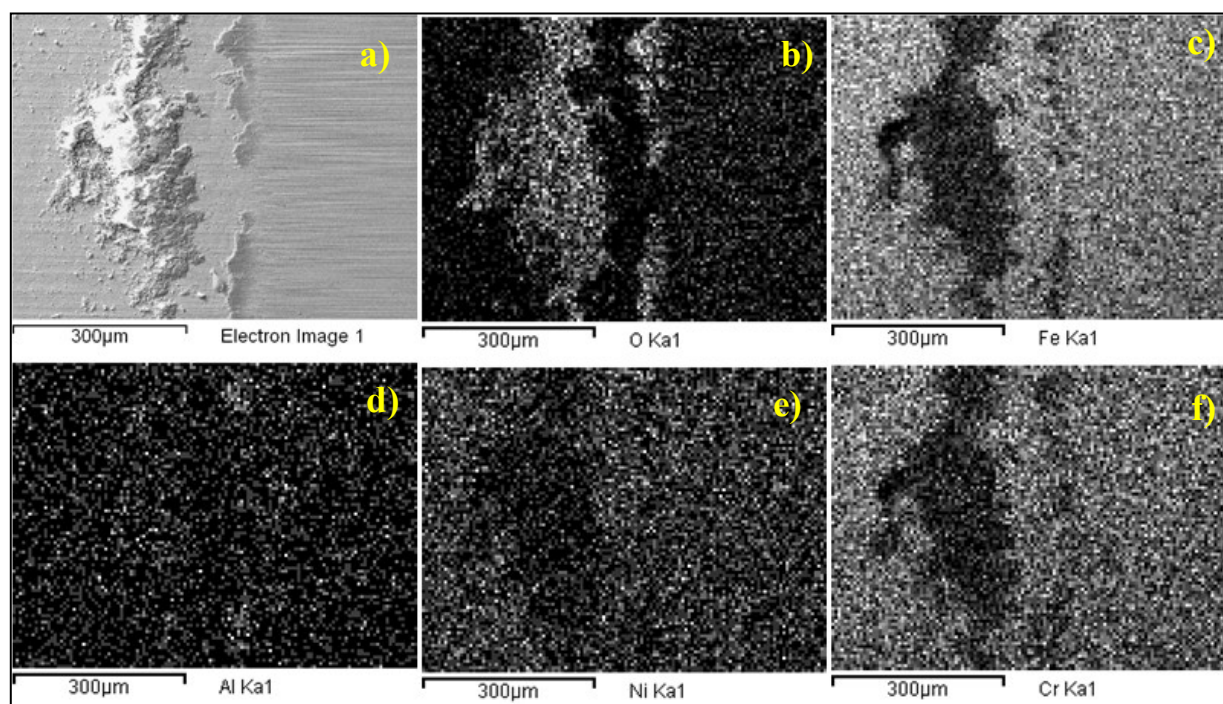


Fig. 5.89 - Mappe EDS che evidenziano l'ossidazione della pista(a), l'accumulo di ossidi di ferro(b), nichel(d) e cromo del pattino(e) sul bordo sinistro della pista. L'alluminio(c) è sparso in quantità ridotte.

L'analisi al microscopio multifocale della superficie del cilindro rivestito (fig. 5.90), ha rivelato la presenza di zone scheggiate.

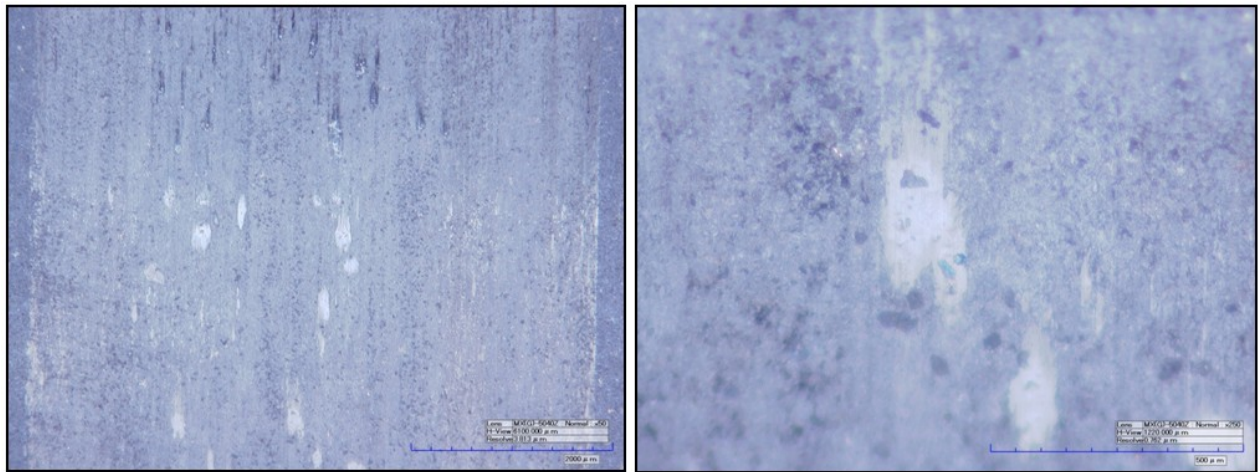


Fig. 5.90 – Scheggiature sulla superficie del cilindro.

Nel caso del contatto AISI 301 su allumina-titania, il tasso di usura medio (figura 5.91) rimane nell'ordine dei 10^{-5} [mm^3/m], ma con valori leggermente più alti rispetto ai casi fin qui esaminati, in corrispondenza di ciascun carico.

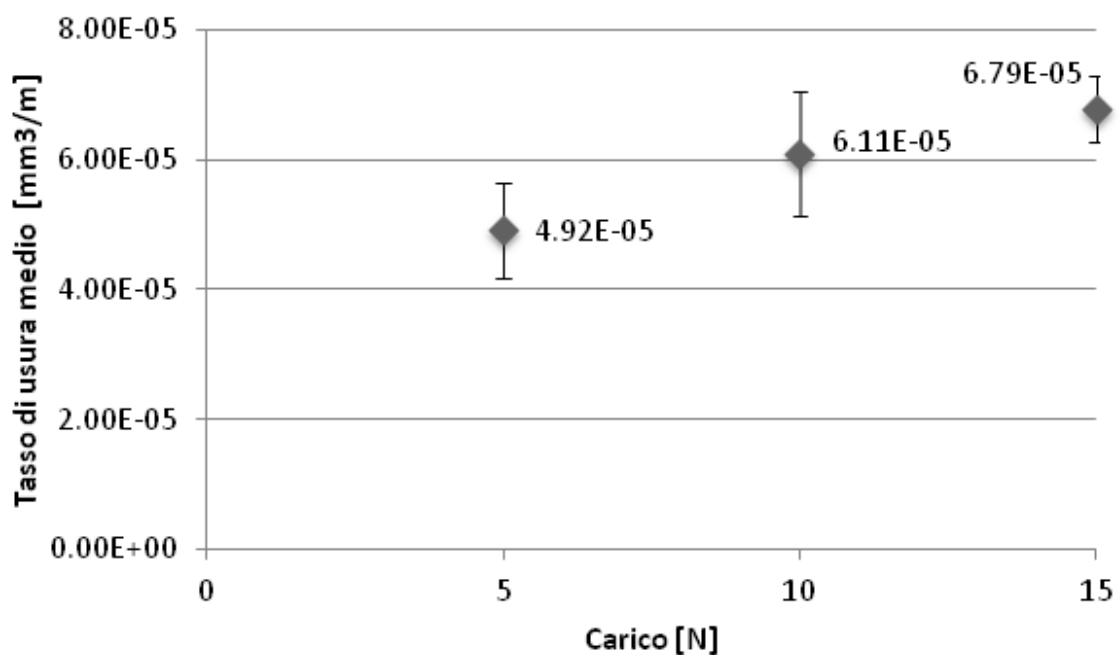


Fig. 5.91 – Tassi di usura medio del sistema AISI 301- Al_2O_3 (87%vol.)- TiO_2 (13%vol.), in funzione del carico, velocità di 0,3 m/s e distanza di strisciamento di 2000 m.

Il rivestimento in allumina-titania garantisce un coefficiente d'attrito molto basso (figura 5.92), a fronte di una rugosità superficiale molto ridotta ($R_a=0,103$).

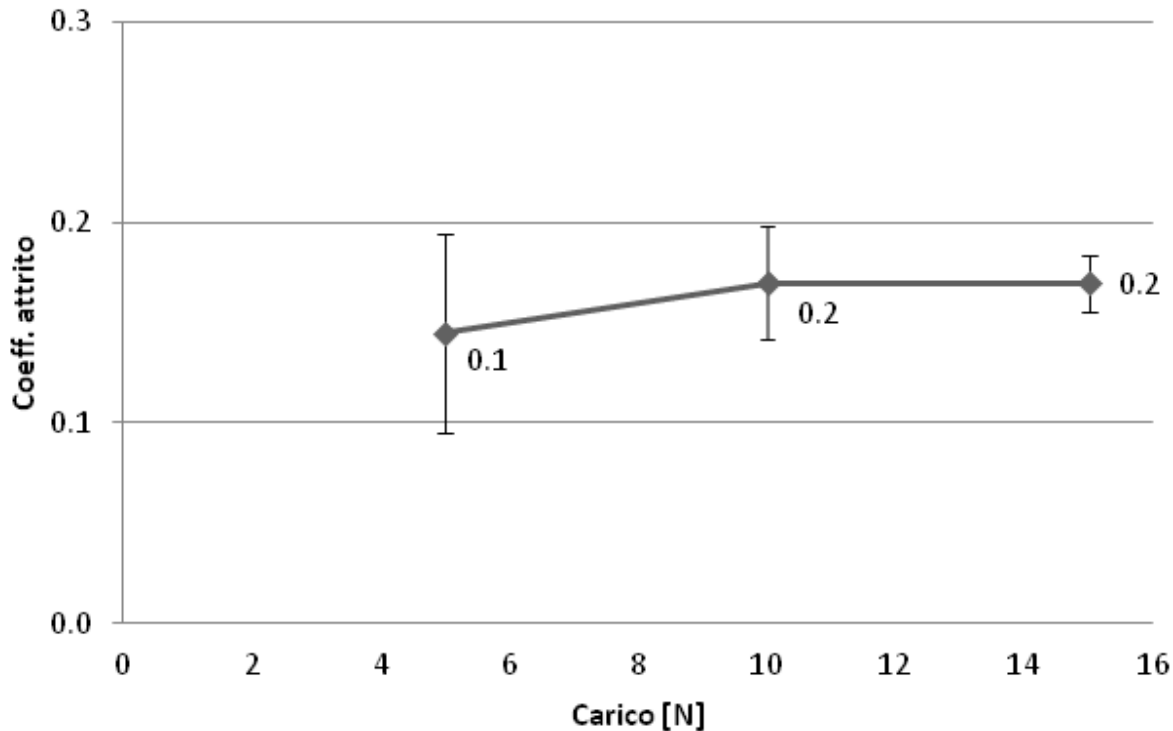


Fig. 5.92 – Coefficiente d'attrito medio del sistema AISI 301- Al_2O_3 (87%vol.)- TiO_2 (13%vol.), in funzione del carico, velocità di 0,3 m/s e distanza di strisciamento di 2000 m.

5.2.6.3.4 Confronto risultati soluzione A

In figura 5.93, è raffigurato il grafico di confronto dei tassi di usura medi dei pattini in AISI301, in funzione del carico di prova, contro i diversi materiali antagonisti; è importante tenere conto che la scala ha come unità principale un valore molto basso, pari a $0,00001 \text{ mm}^3/\text{m}$, il che implica che i dati ottenuti sono inclusi in un range ristretto di valori e quindi sostanzialmente confrontabili. Inoltre, data la differenza di durezza che sussiste tra pattino ($\approx 212 \text{ HV}_{0,005}$) e superficie dei cilindri ($\approx 1000 \text{ HV}$), il tasso di usura di sistema caratterizza sostanzialmente l'usura del pattino. Il meccanismo di usura prevalente è la tribossidazione moderata, con componenti adesiva e abrasiva presenti in minor misura e diversa nei vari accoppiamenti. La microabrasione, rilevata per i casi con antagonisti dotati di rivestimento tremospruzzato, si ha in quanto la durezza del pattino è minore del 30% rispetto a quella della superficie del cilindro [2]. Nel caso di antagonista Kolsterizzato non si ha distacco di carburi che causano microabrasione. Il sistema AISI 301 contro Al_2O_3 (87%vol.)- TiO_2 (13%vol.), in corrispondenza di ciascun carico di prova, è quello caratterizzato dall'usura maggiore, con valori compresi tra quasi 5×10^{-5} e $7 \times 10^{-5} \text{ [mm}^3/\text{m}]$; la durezza superficiale dei cilindri così trattati è infatti la più elevata, pari a $1180 \text{ HV}_{0,1}$.

In corrispondenza dei carichi di 5 e 10 N, è stato ottenuto il minor tasso di usura per il sistema AISI 301 contro AISI316L-Kolsterizzato, con valori dell'ordine dei 10^{-6} [mm³/m], nonostante una durezza superficiale del cilindro di 1100 HV_{0,05}; con carico di 15N, il tasso di usura sale a circa 5×10^{-5} [mm³/m], nonostante il meccanismo di usura prevalente sia sempre la tribo-ossidazione moderata.

Il sistema AISI 301 contro cromo duro esibisce un ottimo comportamento tribologico, in quanto i valori del tasso di usura si mantengono sotto i 2×10^{-5} [mm³/m] per ogni carico utilizzato; in questo caso sia la durezza superficiale del cilindro (950±50 HV_{0,1}) che i tassi di usura registrati sono molto vicini a quelli che caratterizzano il sistema AISI 301 contro AISI316L-Kolsterizzato (essendo la tribo-ossidazione il meccanismo prevalente anche in questo caso).

Il tasso di usura del sistema AISI 301 contro AISI 301- (83%vol.)WC-Co(17%vol.) è intermedio rispetto ai casi precedentemente analizzati e si attesta intorno a 3×10^{-5} mm³/m, con un valore minimo in corrispondenza della prova con carico a 10 N. Anche in questo caso, la durezza superficiale del cilindro è dell'ordine 1000 HV_{0,3}.

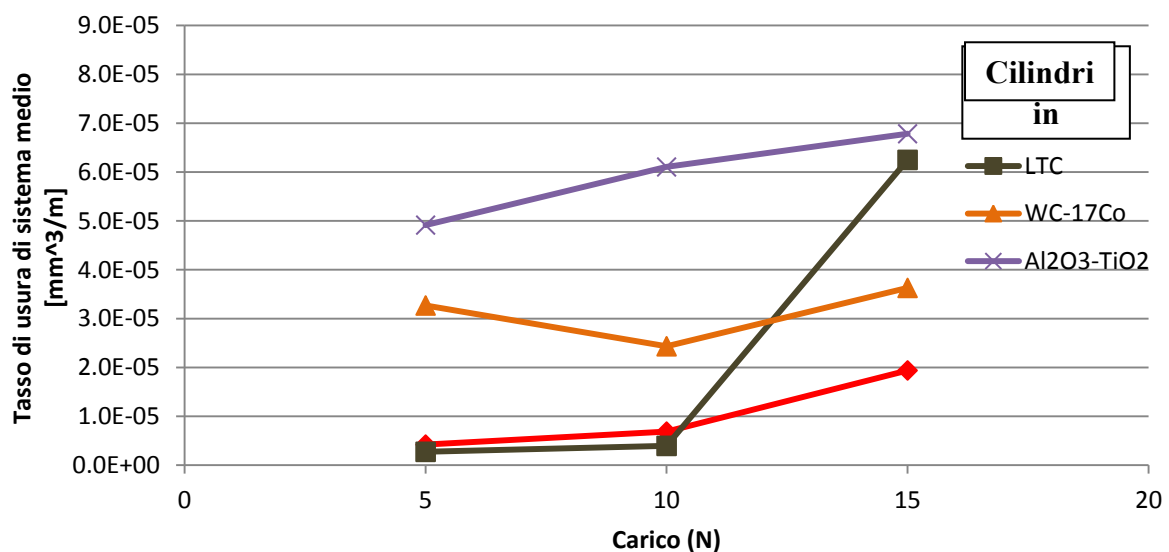


Fig. 5.93 – Confronto del tasso di usura medio, per le varie coppie tribologiche testate, in funzione del carico di prova, per una distanza di strisciamento di 2000 m e una velocità di 0,3 m/s.

Tenendo conto dei valori del coefficiente d'attrito medio in corrispondenza di ciascun carico usato per le prove (fig. 5.94), si ha la conferma che il tasso di usura non è direttamente proporzionale al coefficiente d'attrito, in quanto le migliori coppie tribologiche dal punto di vista del tasso di usura medio, cioè AISI 301 contro Kolsterizzato e AISI 301 contro cromo duro, esibiscono i più alti valori del coefficiente d'attrito medio, che risultano pressoché identici, attestandosi intorno all'unità. Il sistema AISI 301 contro Al₂O₃(87%vol.)-TiO₂(13%vol.), esibisce invece il

comportamento esattamente opposto: se da una parte è caratterizzato dai più alti tassi di usura, in funzione dei carichi applicati, dall'altra presenta valori del coefficiente d'attrito medio molto bassi, che si mantengono al di sotto dello 0,2. I valori del coefficiente d'attrito medio del sistema AISI 301 contro (83%vol.)WC-Co(17%vol.) si pongono in posizione intermedia rispetto ai casi precedentemente analizzati, attestandosi nell'intorno dello 0,8.

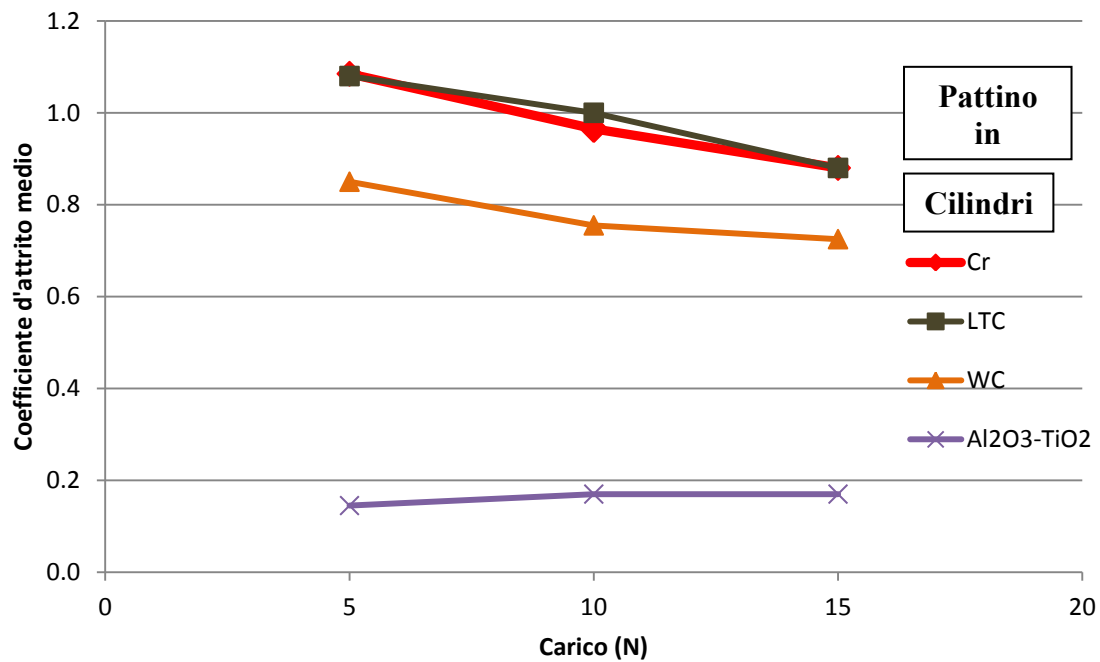


Fig. 5.94 – Confronto del coefficiente d'attrito medio, per le varie coppie tribologiche testate, in funzione del carico di prova, per una distanza di strisciamento di 2000 m e una velocità di 0,3 m/s.

5.2.6.4 Risultati sperimentali soluzione B

La soluzione B ha previsto la sostituzione dell'acciaio AISI 301 delle lamelle con materiali polimerici ritenuti idonei allo scopo, in particolari sono stati presi in considerazione:

- PTFE, politetrafluoroetilene, conosciuto come Teflon;
- PEEK, Polietereeterchetone;
- HDPE, polietilene ad alta densità.

Tali polimeri sono stati posti in contatto con l'acciaio AISI 316L privo di rivestimento di Cr a spessore.

5.2.6.4.1 PTFE

Questo materiale, dal nome commerciale "PTFE G400", appartiene alla famiglia dei termoindurenti. È conosciuto per le sue capacità autolubrificanti e quindi si presta per quelle applicazioni in cui non è possibile eseguire una vera e propria lubrificazione con fluidi, ma si ricorre a quella solida. Questa sua peculiarità nasce dalla sua bassa temperatura di rammollimento e garantisce coefficienti di attrito bassissimi. Inoltre è quasi del tutto inerte chimicamente. Di seguito è riportata la tabella 5.1, riassuntiva della scheda tecnica del materiale mandata dalla ditta fornitrice, con le principali caratteristiche.

Proprietà	Valore (normativa)
Nome commerciale	semilavorati e prodotti finiti in PTFE G4000
Composizione	Politetrafluoroetilene
Formula di struttura	$-(CF_2-CF_2)_n-$
Punto di fusione	327 – 335 °C
Punto di decomposizione	> 350 °C
Temperatura di autoaccensione	575 °C
Proprietà ossidanti	Non ossidante
Peso specifico	2,14 – 2,18 g/cm ³ (ASTM D792)
Durezza shore D	60 – 65 punti (ASTM D2240)
Resistenza a trazione	≥ 24 N/mm ² (ASTM D4894)

Allungamento a rottura	$\geq 250\%$ (ASTM D4894)
Resistenza all'urto Izod	153 J/m (ASTM D256)
Coefficiente di attrito dinamico	0,06 (ASTM D1894)
Fattore di usura K	$2900 \text{ cm}^3 \text{ min}^{-8} / \text{kg m h}$ (ASTM D3702)
Limite PV a 3 m/min a 30 m/min a 300 m/min	2,4 N/mm ² x m/min 4,2 N/mm ² x m/min 5,7 N/mm ² x m/min
Temperatura di esercizio (min - max)	-200 / 260 °C
Coefficiente di dilatazione termica lineare 25 - 100 °C	$12 - 13 \cdot 10^{-5} / ^\circ\text{C}$ (ASTM D696)

Tabella 5.1: Dati tecnici PTFE [17].

5.2.6.4.2 HDPE

Per quanto riguarda questo materiale si tratta di un polietilene ad alta densità e fa parte della famiglia dei polimeri termoplastici derivanti dal petrolio. La sua struttura è caratterizzata da scarse ramificazioni, che aumentano le forze intermolecolari e incrementano notevolmente le sue caratteristiche resistenziali. Anche per questo materiale riportiamo le caratteristiche principali.

Proprietà	Valore (normativa)
Nome commerciale	Polystone M natural
Densità	$0,93 \text{ g/cm}^3$ (DIN EN ISO 1183-1)
Resistenza a trazione	20 MPa (DIN EN ISO 527)
Allungamento a rottura	$> 200\%$ (DIN EN ISO 527)
Modulo di elasticità	680 MPa (DIN EN ISO 527)
Durezza shore D	63 punti (DIN EN ISO 868)
Temperatura di fusione	135 °C (ISO 11357-3)
Conduttività termica	$0,40 \text{ W/m K}$ (DIN 52612-1)
Calore specifico	$1,90 \text{ kJ/kg K}$ (DIN 52612)
Coefficient di espansione termica lineare	$150 - 230 \cdot 10^{-6} / \text{K}$ (DIN 53752)
Temperatura di esercizio continuo (min - max)	-250 / 80 °C (Benchmark)

Tabella 5.2: Dati tecnici HDPE [17].

5.2.6.4.3 PEEK

Si tratta di un materiale innovativo, che garantisce alti valori di durezza e resistenza. Spesso le sue caratteristiche vengono migliorate aggiungendo fibre di carbonio o di vetro. Appartiene alla famiglia dei termoplastici.

Proprietà	Valore (normativa)
Nome commerciale	VICTREX [®] PEEK TM
Composizione	Polyaryletheretherketone
Formula di struttura	$(C_{19}H_{12}O_3)_n$
Classe	Composito termoplastico
Densità	1.44 g/cm ³ (ISO R1183)
Coefficiente di espansione termica	$1.5 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ (ASTM D696)
Conduttività termica	0.92 W/mK (ASTM C177)
Melting temperature	340 - 343 °C
Temperatura di transizione vetrosa	143 °C
Modulo elastico	24100 MPa (ASTM D638)
Tensione di rottura	228 MPa (ASTM D638)
Allungamento a rottura	1.3% elongation (ASTM D638)
Durezza	Rockwell R124 (ASTM D785)
	9.1 J/m Notch y (ISO R180/1A)

Tabella 5.3: Dati tecnici PEEK [18].

5.2.6.4.4 Confronto risultati soluzione B

Di seguito (fig. 5.95) sono riportati i risultati ottenuti in termini di coefficiente di attrito medi, in funzione del carico applicato. Per fare valutazioni qualitative il contatto di riferimento rimane quello tra l'AISI 301 e il rivestimento in Cromo, che rispecchia la attuale situazione utilizzata dall'azienda.

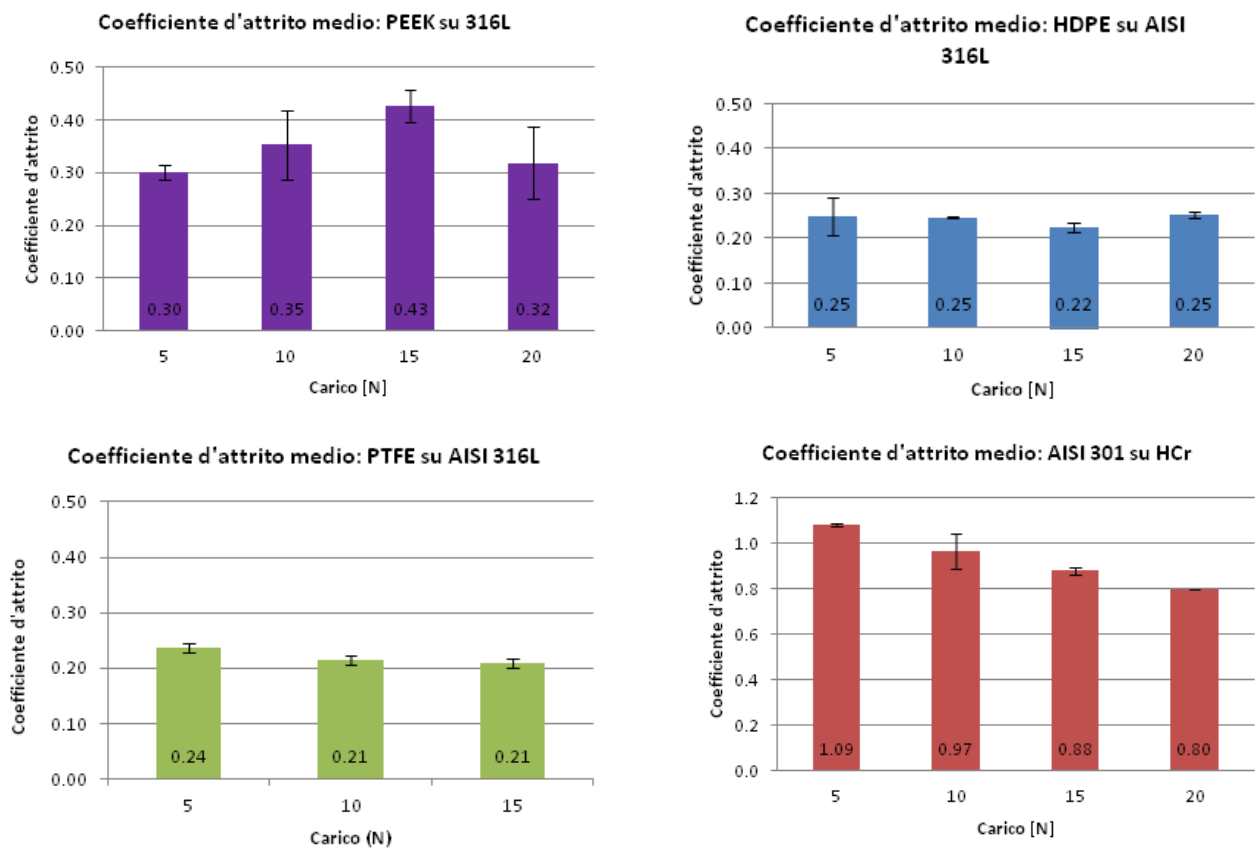


Figura 5.95: Grafici del coefficiente d'attrito medio in funzione del carico applicato, per i differenti materiali di prova.

Infine, per una migliore visione dei risultati ottenuti, è stato inserito un grafico di confronto fra le varie tipologie di contatto analizzate (fig. 5.96).

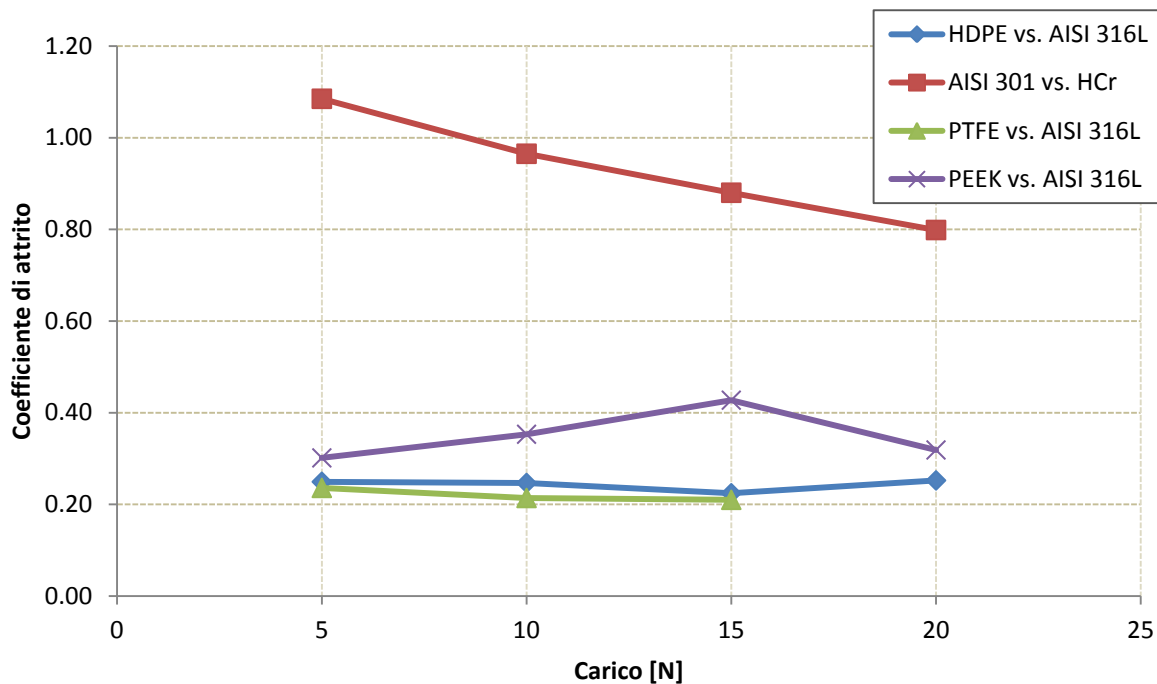


Figura 5.96: Confronto finale dei coefficienti d'attrito medi in funzione del carico applicato.

Si può fin da subito notare come i materiali polimerici, a contatto con l'AISI 316L, generino un coefficiente di attrito decisamente inferiore rispetto al contatto fra AISI 301 e il rivestimento in Cromo, come confermato nell'analisi dei dati di letteratura [17-18]. Questo comportamento è riconducibile alle note caratteristiche di autolubrificazione proprie dei materiali polimerici, dovute alla loro viscoelasticità. La caratteristica di questi materiali è che, finita una fase iniziale di rodaggio, formano uno strato di trasferimento sul materiale antagonista, andando a ridurre efficacemente i valori del coefficiente d'attrito (fig. 5.97-5.98). Per queste ragioni i materiali polimerici sono usati anche come lubrificanti solidi in molte applicazioni.

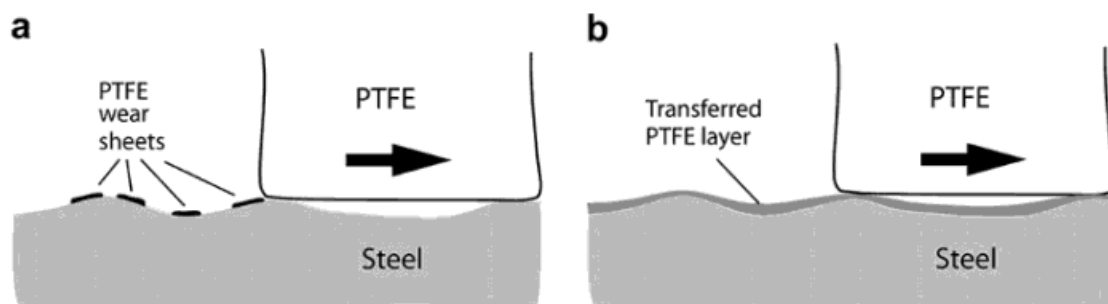


Figura 5.97: Fenomeno di trasferimento e autolubrificazione dei materiali polimerici. [19]

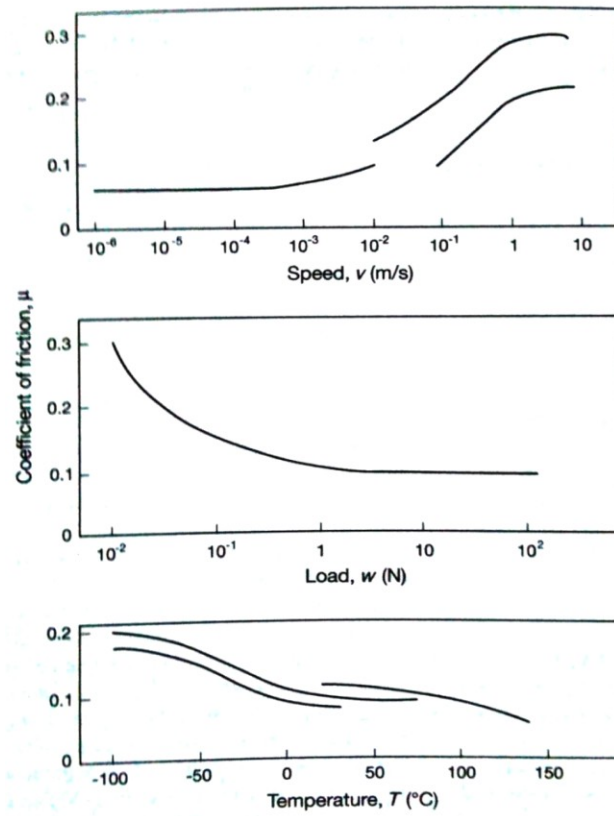


Figura 5.98: Valori tipici dei coefficienti di attrito per materiali polimerici in funzione di velocità, carico e temperatura. [19]

Grafici analoghi (fig. 5.99) sono stati realizzati anche correlando il tasso di usura al carico applicato, come stabilito nella normativa ASTM G77.

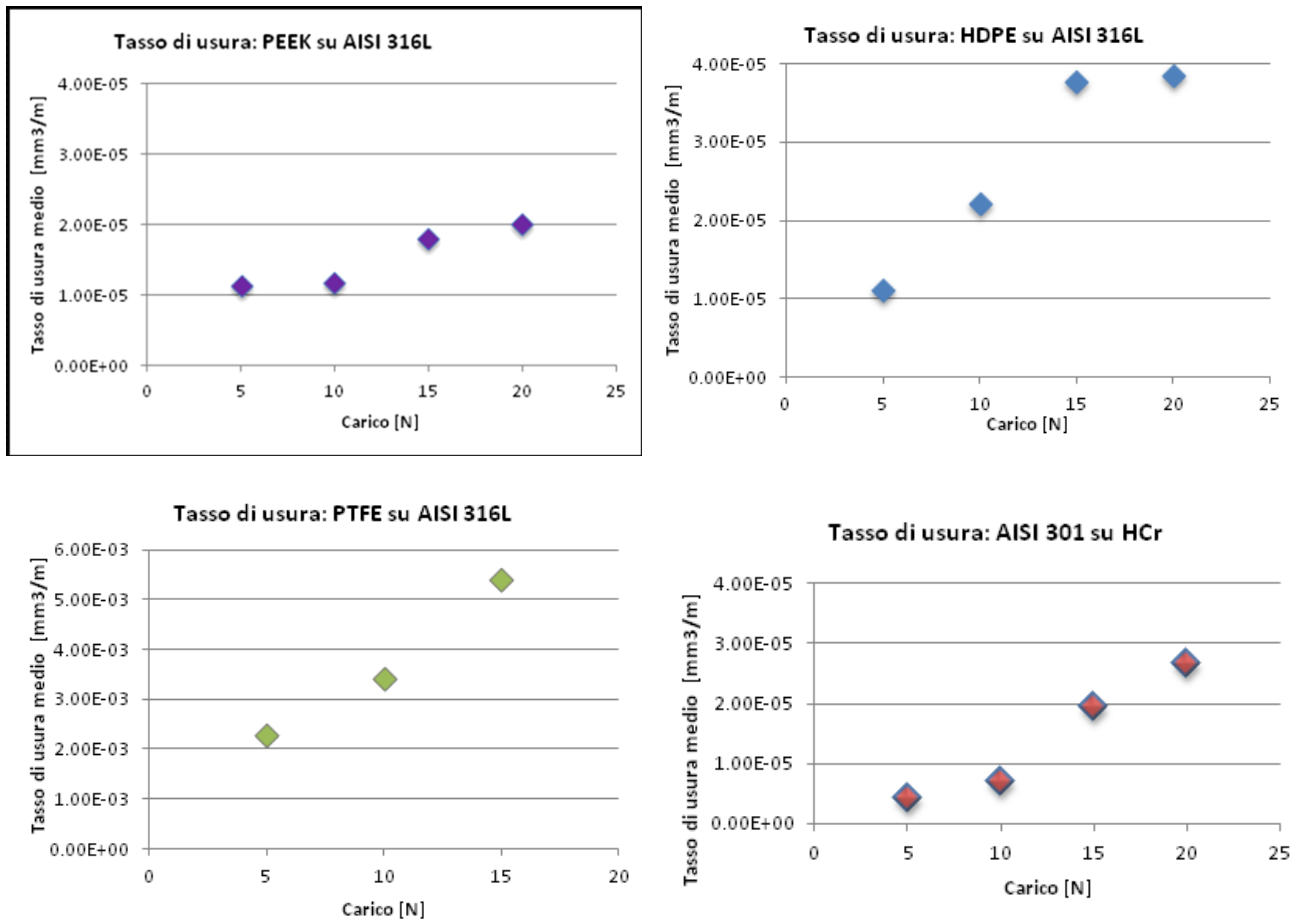


Figura 5.99: Grafici del tasso di usura medio in funzione del carico applicato, per i differenti materiali di prova.

Come si può notare, nel caso di PTFE le prove sono state eseguite solo fino ad un carico pari a 15 N, dato che già a quei valori si ottengono dei tassi di usura troppo elevati, superiori cioè di due ordini di grandezza rispetto a quelli degli altri accoppiamenti. Anche per questo parametro è stato realizzato un confronto finale fra le varie tipologie di contatto (fig. 5.100).

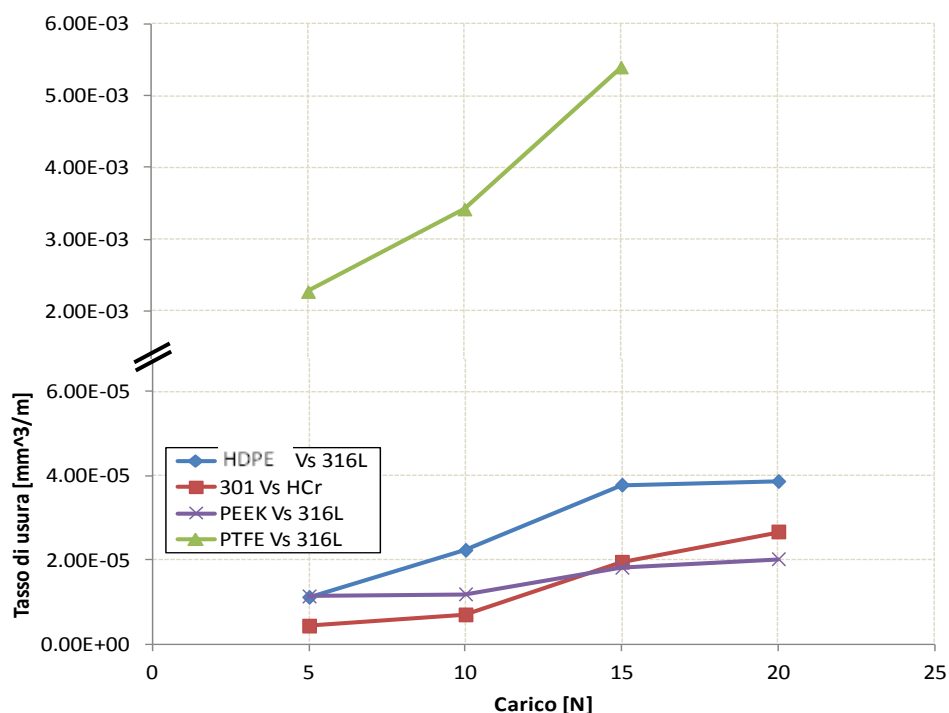


Figura 5.100: Confronto finale fra i tassi di usura medi in funzione del carico applicato (grafico in doppia scala).

Il materiale che mostra il minore tasso di usura, soprattutto a carichi elevati, risulta il PEEK, ma anche l'HDPE presenta resistenza all'usura confrontabile con quella della soluzione attualmente utilizzata dall'azienda (AISI 301 Vs HCr). Questi due materiali, infatti, presentano alti valori di resistenza e durezza, per essere dei polimeri, da cui derivano le eccellenti caratteristiche tribologiche.

L'ultima fase dell'analisi sperimentale ha previsto un'analisi morfologica, eseguita allo stereomicroscopio. Di seguito (fig. 5.101-5.104) vengono rappresentate le immagini delle piste di usura a carichi crescenti per i materiali analizzati. Per quanto riguarda entrambi i polimeri, le piste di usura risultano di piccole dimensioni e con una morfologia regolare per tutti i carichi applicati. Nel caso del contatto tra AISI 310 e Cromo a spessore prevale la componente tribossidativa, con la presenza di ossidi di ferro a bordo pista; anche in questo caso le piste di usura risultano regolari e di piccole dimensioni, indice di una buona resistenza all'usura.



Figura 5.101: Piste di usura con carico di 5N. I materiali a partire da sinistra sono PEEK, HDPE e AISI 301.

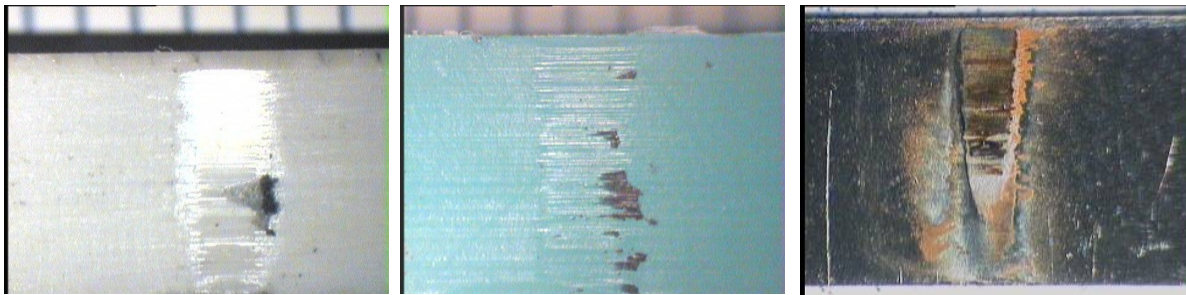


Figura 5.102: Piste di usura con carico di 10N. i materiali seguono la disposizione precedente.

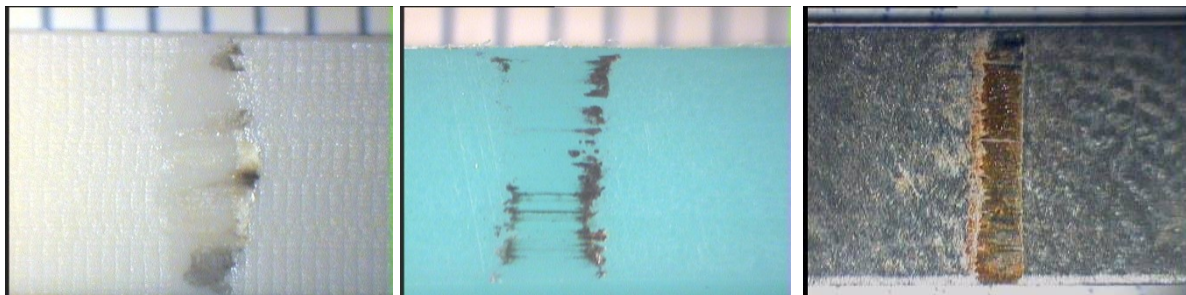


Figura 5.103: Piste di usura con carico di 15N. I materiali seguono la disposizione precedente.

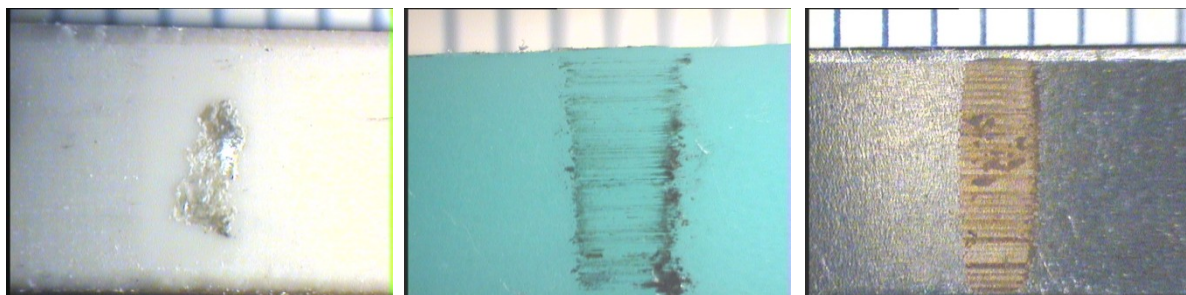


Figura 5.104: Piste di usura con carico di 20N. I materiali seguono la disposizione precedente.

5.2.7 Conclusioni

Obiettivo del presente studio è stato quello di identificare i meccanismi di usura di due componenti della macchina automatica, impiegata per il dosaggio di polveri farmaceutiche, e le possibili alternative ai materiali dei componenti attualmente utilizzati. I triboelementi analizzati sono il disco di dosaggio (in AISI 316L con riporto in Cr duro) e i terminali della lamella di tenuta delle polveri (in AISI 301). I componenti, assemblati in macchina, sono sottoposti a strisciamento in assenza nominale di lubrificazione, dovuto alla rotazione intermittente del disco, sulla cui superficie sono realizzati dieci fori per il trasporto della polvere.

La failure analysis del tribosistema ha evidenziato la criticità del rivestimento di Cr a spessore in corrispondenza dei fori sul disco e un'usura interamente a carico delle lamelle in acciaio inossidabile AISI 301. A seguito del contatto tribologico le lamelle sono soggette a pesanti tassi di usura, che ne rendono necessaria la periodica sostituzione. Questo conduce ad un inquinamento della polvere farmaceutica da parte dei detriti di usura, provenienti sia dalle lamelle che dal rivestimento di Cr a spessore del disco di dosaggio.

Le analisi svolte, mediante prove tribologiche di strisciamento a secco con carico variabile (5-20N), su possibili alternative al rivestimento in Cr a spessore hanno evidenziato quanto segue:

- A. Tra le alternative proposte mediante l'approccio A (*AISI 316L rivestito/trattato vs. AISI 301*), il **trattamento LTC** applicato su AISI 316L porta ai più bassi tassi di usura, confrontabili con quelli prodotti dal rivestimento di Cr a spessore.
- B. Per la Soluzione B (*Polimeri vs. AISI 316L non rivestito*), il **PEEK** mostra tassi di usura più bassi o confrontabili con la coppia tribologica attuale, nell'intero campo dei carichi applicati.

5.3 APPROFONDIMENTO DI TECNICHE INNOVATIVE DI MODIFICAZIONE SUPERFICIALE DELL'ACCIAIO INOX AUSTENITICO AISI 316L: TRATTAMENTO DI CEMENTAZIONE A BASSA T (LTC) E TRATTAMENTO DUPLEX: LTC + RIVESTIMENTO DLC.

5.3.1 Introduzione

L'individuazione di tecniche innovative di modificazione superficiale per l'acciaio inossidabile austenitico AISI 316L è stata completata mediante un approfondimento sul comportamento tribologico del trattamento di cementazione a bassa temperatura (LTC) eseguito su tale acciaio e all'applicazione di un trattamento Duplex: trattamento LTC e successiva deposizione di un rivestimento di carbonio amorfo idrogenato a-C:H (DLC).

È stato analizzato il comportamento tribologico del trattamento LTC eseguito su entrambi i corpi a contatto con l'obiettivo di ridurre al minimo il tasso d'usura dell'AISI 316L. L'applicazione di un ulteriore *topcoat DLC* di carbonio amorfo idrogenato (a-C:H) porta ad un crollo del coefficiente d'attrito e ad una notevole riduzione dell'usura della coppia tribologica.

5.3.2 Cenni sui rivestimenti a base Carbonio

L'incremento della domanda di componenti meccanici caratterizzati da un'alta affidabilità e da un'elevata efficienza, sta spingendo i materiali ed i rivestimenti odierni verso i loro limiti. Molte applicazioni industriali, inoltre, richiedono materiali adatti ad operare in condizioni di contatto sotto carico (con alte pressioni di contatto) in assenza di lubrificanti. Queste considerazioni hanno fornito, negli ultimi decenni, una notevole spinta verso la ricerca di rivestimenti antiusura da applicare direttamente sui materiali metallici. Questi rivestimenti possono essere generalmente divisi in due categorie: a bassa durezza (*soft*) o ad elevata durezza (*hard*). I rivestimenti *soft* sono in genere ottimi se accoppiati a lubrificanti solidi e mostrano bassi coefficienti di attrito, ma tendono ad usurarsi facilmente. I rivestimenti *hard* forniscono una maggior protezione contro l'usura ed un'elevata durata nel tempo dando luogo però, ad alti coefficienti di attrito.

I rivestimenti a base di carbonio simil diamante sembrano essere la soluzione a questi problemi. Essi mostrano infatti bassi coefficienti di attrito accoppiati ad un alta resistenza all'usura (Fig. 5.105) [20].

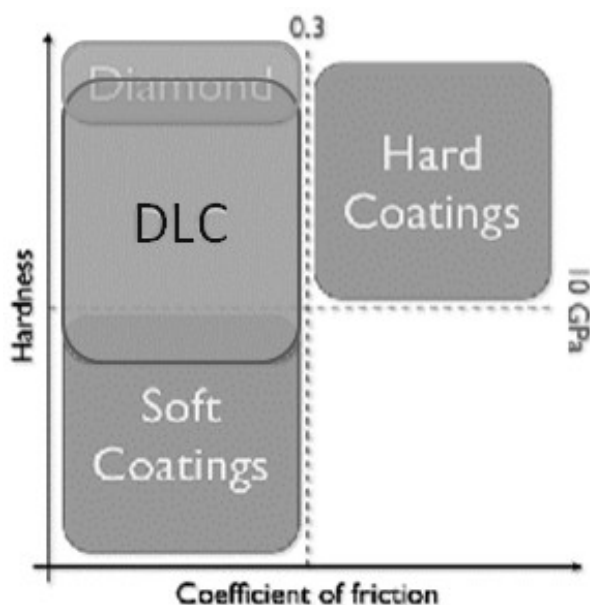


Figura 5.105 - classificazione dei rivestimenti in funzione della durezza e del coefficiente di attrito.

Questi rivestimenti, noti come Diamond-Like Carbon (DLC), sono recentemente stati classificati in varie famiglie per poter distinguere la moltitudine di prodotti attualmente disponibili sul mercato o in fase di studio.

5.3.2.1 Classificazione

Nel novembre del 2005 la *Verein Deutscher Ingenieure* (Associazione degli ingegneri tedeschi) ha emesso la normativa VDI 2840 [21] con l'intento di classificare univocamente la moltitudine di rivestimenti a base di carbonio esistenti. Tale normativa distingue i rivestimenti in tre famiglie principali in base al loro contenuto di idrogeno (Fig. 5.106):

- rivestimenti polimerici da plasma,
- rivestimenti in carbonio amorfo (con ibridazione simil-diamante o simil-grafite),
- rivestimenti a base di diamante microcristallino.

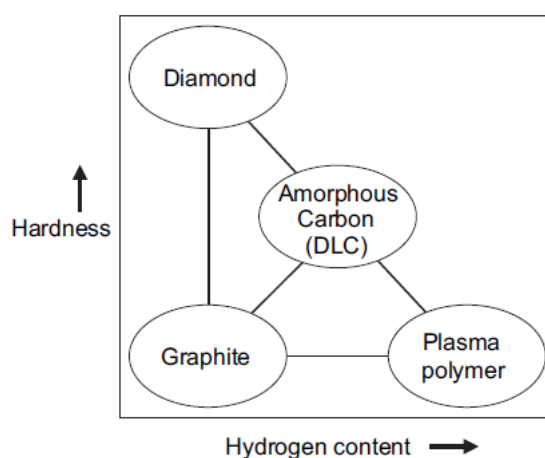


Figura 5.106 - classificazione schematica dei rivestimenti a base di carbonio in funzione della durezza e del contenuto di idrogeno. [22]

Questi rivestimenti differiscono anche nell'arrangiamento degli atomi di carbonio: nel caso dei rivestimenti polimerici ottenuti da plasma gli atomi sono legati in lunghe catene; nei rivestimenti di carbonio amorfo troviamo gli atomi disposti senza un ordine a lungo raggio, mentre nei rivestimenti microcristallini esiste un forte grado di ordine. Nei rivestimenti in carbonio amorfo, il carbonio può presentarsi in due forme distinte: grafite e diamante, rispettivamente quando il carbonio è ibridato sp^2 o sp^3 (Figura 5.107).

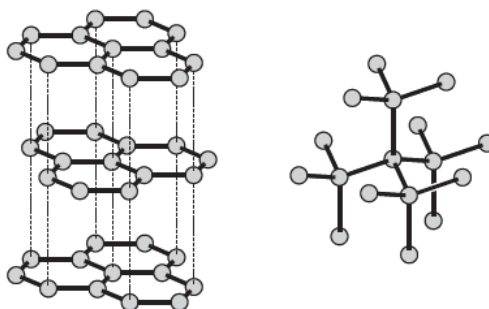


Figura 5.107 - reticoli cristallini della grafite (sinistra) e del diamante (destra). [22]

I rivestimenti a base di carbonio possono, quindi, essere distinti anche in base all'ibridazione del carbonio, ottenendo così varie famiglie in alcuni casi sovrapposte (Fig. 5.108).

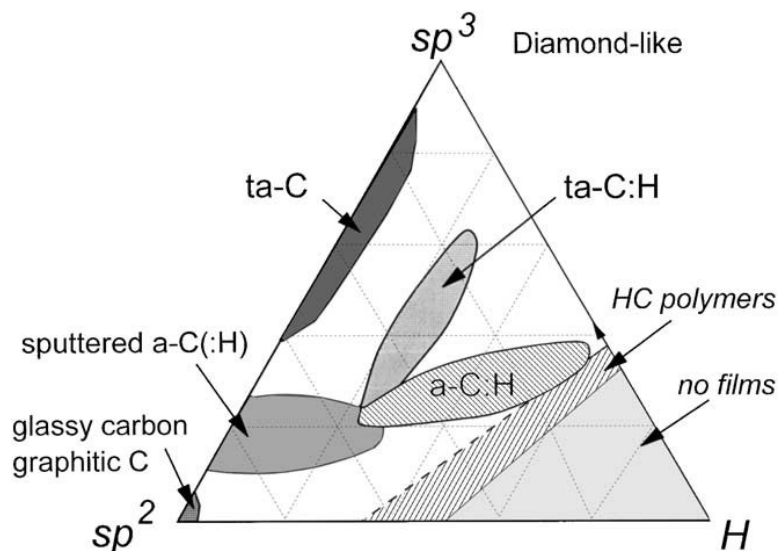


Figura 5.108 - classificazione dei rivestimenti a base di carbonio in funzione del contenuto di idrogeno e del rapporto di ibridazione sp^2 - sp^3 del carbonio. [22]

Nella parte sinistra del diagramma si trovano rivestimenti che presentano piccolissime quantità di idrogeno. A partire dal basso, dove prevale il carbonio sp^2 , si incontrano prima rivestimenti di grafite poi rivestimenti di carbonio amorfo (a-C), che possono contenere anche metalli (a-C:Me). Salendo si trova una sempre maggiore percentuale di atomi di carbonio ibridati sp^3 : i rivestimenti che presentano queste composizioni sono detti di carbonio amorfo tetraedrico (ta-C). Infine, con la quasi totalità di atomi in configurazione sp^3 e fra loro interconnessi, i rivestimenti risultano costituiti da materiale analogo al diamante. Sia i rivestimenti di carbonio amorfo che i rivestimenti di carbonio amorfo tetraedrico possono contenere maggiori livelli di idrogeno (zona centrale in Figura 31), dando vita alle rispettive varianti idrogenate (a-C:H e ta-C:H). Per tenori di idrogeno dell'ordine del 40% e superiori troviamo poi i rivestimenti di carbonio polimerico ottenuti da plasma.

Tutte queste varianti hanno dato origine a quattordici tipologie di rivestimenti: la normativa VDI 2840 le ha chiaramente classificate ed ha suggerito nuove sigle identificative univoche per ogni categoria di rivestimenti a base di carbonio amorfo, prima accomunate dalla sola sigla generica DLC.

5.3.2.2 Caratteristiche meccaniche

I rivestimenti a base di carbonio simil diamante sono caratterizzati da una elevata durezza e da un alto modulo elastico, ma anche da elevate tensioni interne. Queste proprietà sono direttamente correlate alla frazione di atomi di carbonio sp^3 presenti all'interno del rivestimento. La durezza dei rivestimenti varia all'interno del campo dei 10 – 30 GPa (circa 1000 – 3000 HV), con un modulo di Young da 6 a 10 volte maggiore e tensioni interne comprese tra 0,5 e 7 GPa. I rivestimenti di tipo ta-C possono raggiungere valori di durezza ancora maggiori dell'ordine dei 40 – 80 GPa, con un modulo di Young di circa 900 GPa, ma con tensioni interne di circa 13 GPa. L'elevata tensione interna limita lo spessore dei rivestimenti che in questo caso non possono superare il micron, pena il distacco per *spalling* [22]. All'aumentare della percentuale di idrogeno corrisponde solitamente un calo di densità, di durezza e del modulo elastico. Per ottenere un rivestimento caratterizzato da elevata durezza è importante avere una elevata frazione di atomi di carbonio sp^3 strettamente interconnessi tra loro. La presenza di idrogeno dà luogo ad un rivestimento con caratteristiche inferiori in termini di durezza e resistenza all'usura, dato che riduce il grado di interconnessione tra gli atomi di carbonio per via della formazione di legami C-H; di conseguenza, le caratteristiche del rivestimento tendono ad essere più di tipo polimerico. La presenza di carbonio ibridato sp^2 invece fa sì che il rivestimento sia maggiormente a carattere grafítico, diminuendone così la durezza [23].

5.3.2.3 Tecniche di deposizione

Il primo rivestimento a base di carbonio amorfo simil diamante venne preparato nel 1970 da Eisenberg e Chabot utilizzando la tecnica *ion beam* (a fascio ionico). Ad oggi esistono svariati metodi per ottenere un rivestimento a base di carbonio, alcuni più indicati per gli studi di laboratorio, altri più utilizzati nell'industria. La caratteristica comune ai vari metodi è che il rivestimento è prodotto in condizioni di ionizzazione a media energia (circa 100 eV), in atmosfera contenente carbonio o idrocarburi in forma ionica. L'impatto di questi ioni contro il rivestimento in crescita (impiantazione sub-superficiale) determina la formazione dei legami sp^3 portando ad accrescimento. Generalmente la sorgente di atomi di carbonio è costituita da grafite o da idrocarburi gassosi.

Tra le varie tecniche esistenti per depositare i rivestimenti di carbonio esistono:

- *Chemical Vapour Deposition* (CVD, deposizione chimica da fase vapore),
- *Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition* (PECVD, deposizione chimica da fase vapore potenziata da plasma),
- *Physical Vapour Deposition* (PVD, deposizione fisica da fase vapore).

La tecnica CVD necessita di altissime temperature per l'attivazione del gas, maggiori di 2500°C nel caso si voglia depositare diamante, e porta a scarsa ionizzazione. La tecnica PECVD sfrutta lo stesso principio della prima ma necessita di temperature molto minori grazie all'utilizzo del plasma per l'attivazione del gas. Anche la tecnica PVD necessita di temperature inferiori, spesso minori di 300°C, ed è usata per substrati termosensibili [24].

5.3.3 Metodi e materiali

I campioni utilizzati per le prove tribologiche sono in acciaio AISI 316L fornito sotto forma di barrette di dimensioni 5×5×70 mm. Alcuni dei campioni hanno subito il trattamento di cementazione a bassa temperatura (a cura della Ditta Bodycote Trattamenti Termici SpA) e/o sono stati rivestiti con carbonio amorfo idrogenato (a cura della Ditta STS *Service and Tools*) mediante processi industriali; ogni campione è identificato da una lettera o da un numero, punzonato su di una delle facce grezze, che lo identifica univocamente. Dato che le proprietà tribologiche sono direttamente correlate al grado di finitura superficiale e, nel caso di uno strato ad elevata durezza come il rivestimento (*topcoat*) di carbonio amorfo idrogenato (a-C:H), una rugosità troppo elevata innalzerebbe eccessivamente la componente abrasiva della forza di attrito [25], occorre minimizzare la rugosità del substrato prima della deposizione [26]. A tal proposito le barrette sono state distinte in due serie (Tab. 8):

- la prima prevede una lucidatura intermedia tra la cementazione a bassa temperatura ed il rivestimento di carbonio amorfo idrogenato, ed è stata in parte trattata in un lavoro di tesi precedente [27];
- nella seconda serie, invece, questo passaggio è stato anticipato prima del trattamento LTC.

Questa correzione della procedura si è resa necessaria poiché la lucidatura intermedia aveva, in alcuni casi, rimosso completamente lo strato cementato.

Serie	Campioni	Trattamenti eseguiti		
		Lucidatura	Cementazione a bassa temperatura	Rivestimento DLC
1 ^a	01/02/2003	intermedia	-	Si
	04-mag	intermedia	-	-
	06/07/2008	intermedia	Si	Si
	09-ott	intermedia	Si	-
2 ^a	F - G - L - N	preliminare	Si	Si
	C - H - O - Q	preliminare	-	Si

Tabella 8 - trattamenti eseguiti sui campioni.

La cementazione a bassa temperatura è avvenuta a temperature inferiori ai 470°C per un tempo totale di trattamento superiore alle 30 ore.

La deposizione di carbonio amorfo idrogenato è stata effettuata mediante PACVD (*Plasma Assisted Chemical Vapour Deposition*) per un tempo totale di quattro ore. Essa prevede una fase iniziale di *etching* (pulitura), seguita dalla deposizione di un interstrato di CrN, infine si deposita il carbonio amorfo arricchito in silicio vicino all'interfaccia con il CrN, in modo da promuovere l'adesione e limitare lo sviluppo di stati tensionali residui controproducenti. Durante l'intero processo il *bias* (differenza di potenziale) è variato tra i 400 ed i 700 V e la pressione in camera di deposizione era 10^{-2} mbar. Come gas precursore è stato utilizzato acetilene. Ulteriori dettagli sulla cementazione a bassa temperatura e sulla deposizione del rivestimento di carbonio amorfo idrogenato non possono essere diffusi.

Sono quindi state eseguite le seguenti analisi:

- rilievo rugosità superficiale mediante:
 - Profilometria a stilo,
 - SEM,
 - Microscopio a forza atomica (AFM)
- caratterizzazione dello strato cementato e del rivestimento di carbonio amorfo mediante:
 - Microscopio ottico,
 - SEM,
 - Scratch test,
 - Nanoidentazione,
 - Spettroscopia Raman
- Prove tribologiche di strisciamento a secco su tribometro pattino su cilindro con carichi crescenti.

5.3.4 Risultati sperimentali

5.3.4.1 Morfologia e topografia delle superfici rivestite

Dai risultati delle analisi profilometriche (Tab. 10) si nota come i campioni della prima serie ed i campioni non cementati della seconda (Nt, non trattati) presentino gradi di finitura superficiale confrontabili. I campioni cementati (LTC) della seconda serie, invece, presentano valori di rugosità significativamente maggiori.

Serie	Trattamento	Ra (μm)		Rz-I (μm)		Rq (μm)		Rt (μm)	
		media	dev.std.	media	dev.std.	media	dev.std.	media	dev.std.
1 ^a	Nt	0,07	0,01	0,69	0,07	0,09	0,01	1,0	0,2
	LTC	0,05	0,01	0,7	0,3	0,07	0,02	0,9	0,4
2 ^a	Nt	0,04	0,01	0,5	0,2	0,09	0,02	0,8	0,3
	LTC	0,14	0,03	1,2	0,5	0,22	0,07	1,7	0,7

Tabella 10 - risultati delle analisi profilometriche sui campioni della prima e della seconda serie.

Il motivo dell'incremento di rugosità nei campioni cementati della seconda serie è legato al fatto che il processo di cementazione a bassa temperatura tende ad innalzare i valori di rugosità superficiale, per via della formazione di bande di scorrimento all'interno dei grani austenitici, chiaramente visibili dalle analisi AFM effettuate su campioni cementati a bassa temperatura prima della deposizione del rivestimento a-C:H (Fig. 5.109). Tali bande di scorrimento sono dovute alla soprassaturazione di carbonio nell'austenite, che porta alla distorsione del reticolo cristallino [26].

I campioni LTC della prima serie avevano subito una lucidatura intermedia prima della deposizione dello strato a-C:H, per migliorarne l'adesione ed eliminare l'incremento di rugosità dovuto al trattamento LTC: questo spiega l'assenza di differenze nei parametri topografici dei campioni trattati e non della prima serie. Nella seconda serie, invece, si è deciso di anticipare tale passaggio ed il risultato è un'accresciuta rugosità superficiale nei campioni LTC, dovuta alle bande di scorrimento.

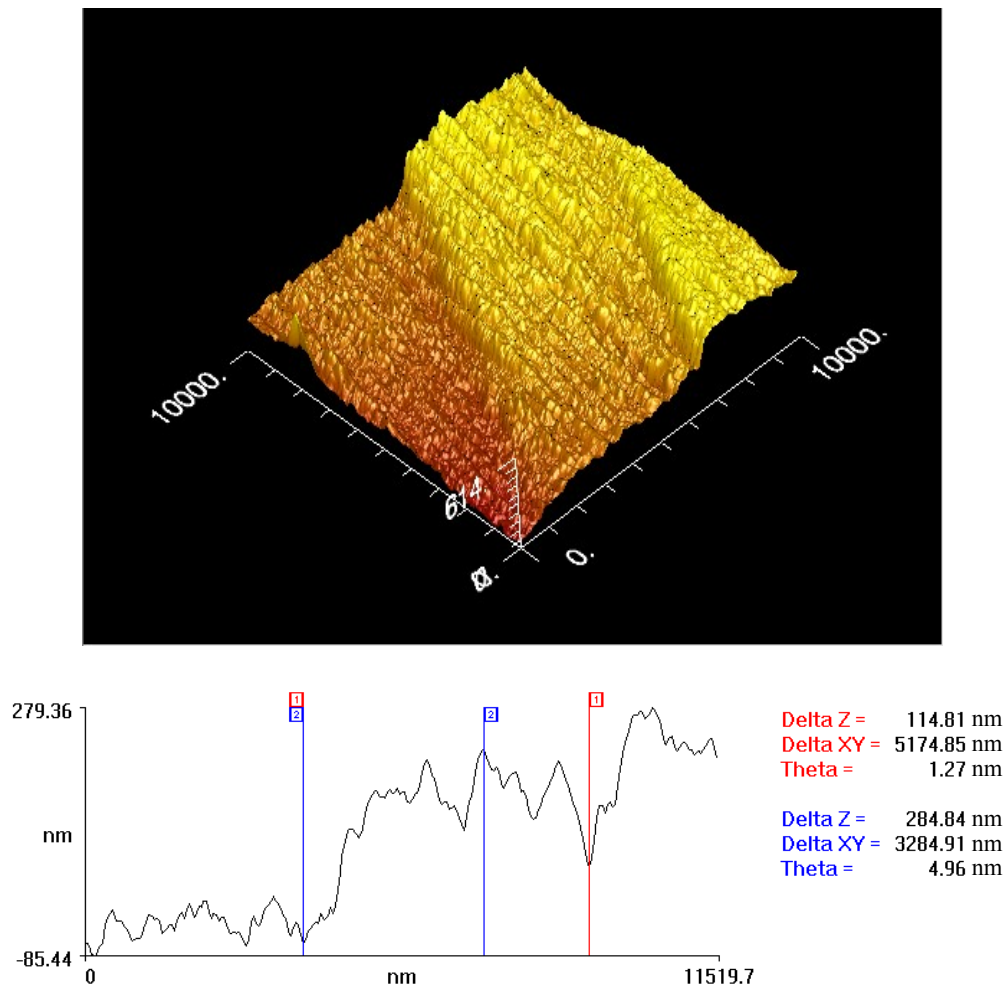


Figura 5.109 - analisi AFM delle bande di scorrimento dei grani austenitici ottenuta su di un campione di AISI 36L cementato a bassa temperatura: immagine tridimensionale (sopra) ed analisi di un profilo (sotto) (larghezza della banda centrale circa 5 μm , altezza circa 3 μm).

L'osservazione della superficie dei campioni tramite SEM, effettuata dopo la deposizione del rivestimento a-C:H che, essendo amorfo, non altera la topografia, ha confermato i risultati ottenuti mediante profilometria.

I campioni non cementati, con bassa rugosità, presentano infatti superfici prive di asperità, anche ad ingrandimenti elevati, con una serie di striature verticali dovute alla deposizione per PVD-*sputtering* dell'interstrato in CrN (che precede il carbonio amorfo), che si presenta con la tipica forma di calotte [28] disposte in filari (Fig. 5.110) lungo i segni lasciati dalla lucidatura meccanica.

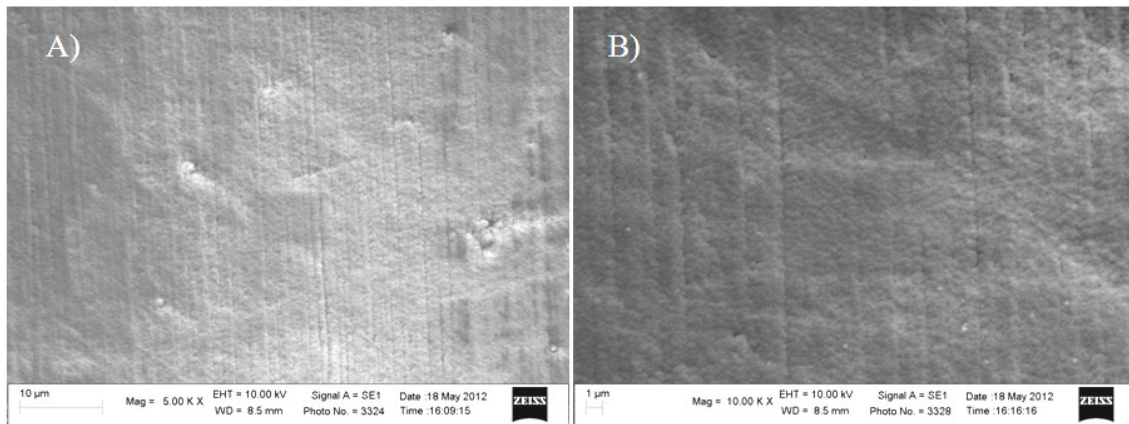


Figura 5.110, superficie di H (Nt a-C:H) osservata al SEM a 5000 (A) e 10000 (B) ingrandimenti.

Sui campioni cementati (LTC) della seconda serie, invece, che presentano alti valori di rugosità superficiale, si possono osservare le bande di scorrimento all'interno dei grani austenitici, che non sono state eliminate dalla lucidatura intermedia, poiché in questo caso non è stata eseguita. Tali bande sono distinguibili sino a 30000 ingrandimenti (Fig. 5.111).

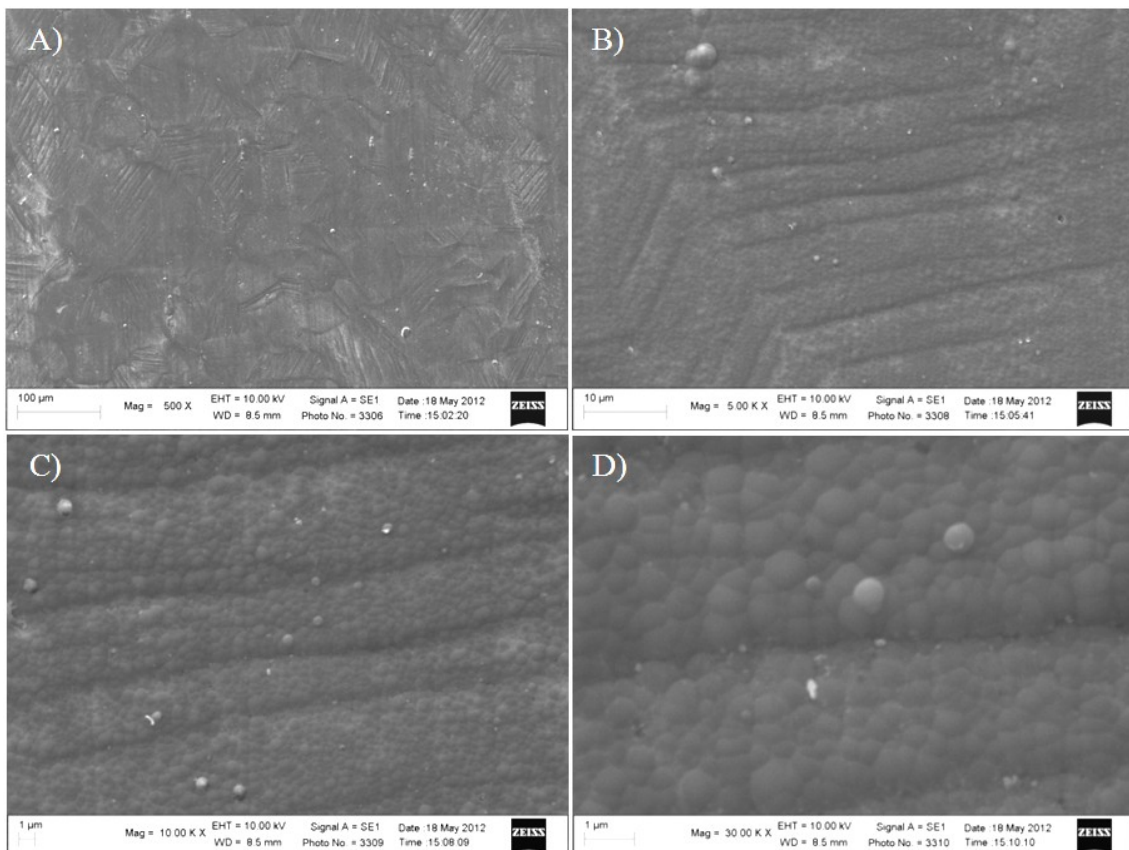


Figura 5.111, superficie di N (LTC a-C:H) osservata tramite SEM ad ingrandimenti di 500 (A), 5000 (B), 10000 (C) e 30000 (D) ingrandimenti.

Anche l'analisi tramite AFM mostra chiaramente la presenza di rilievi nei campioni LTC non lucidati della seconda serie, dovuti alla deformazione indotta dall'introduzione di C nel reticolo, con conseguente formazione di bande di scorrimento all'interno dei grani austenitici, assenti invece nelle altre tipologie di campioni (Fig. 5.112).

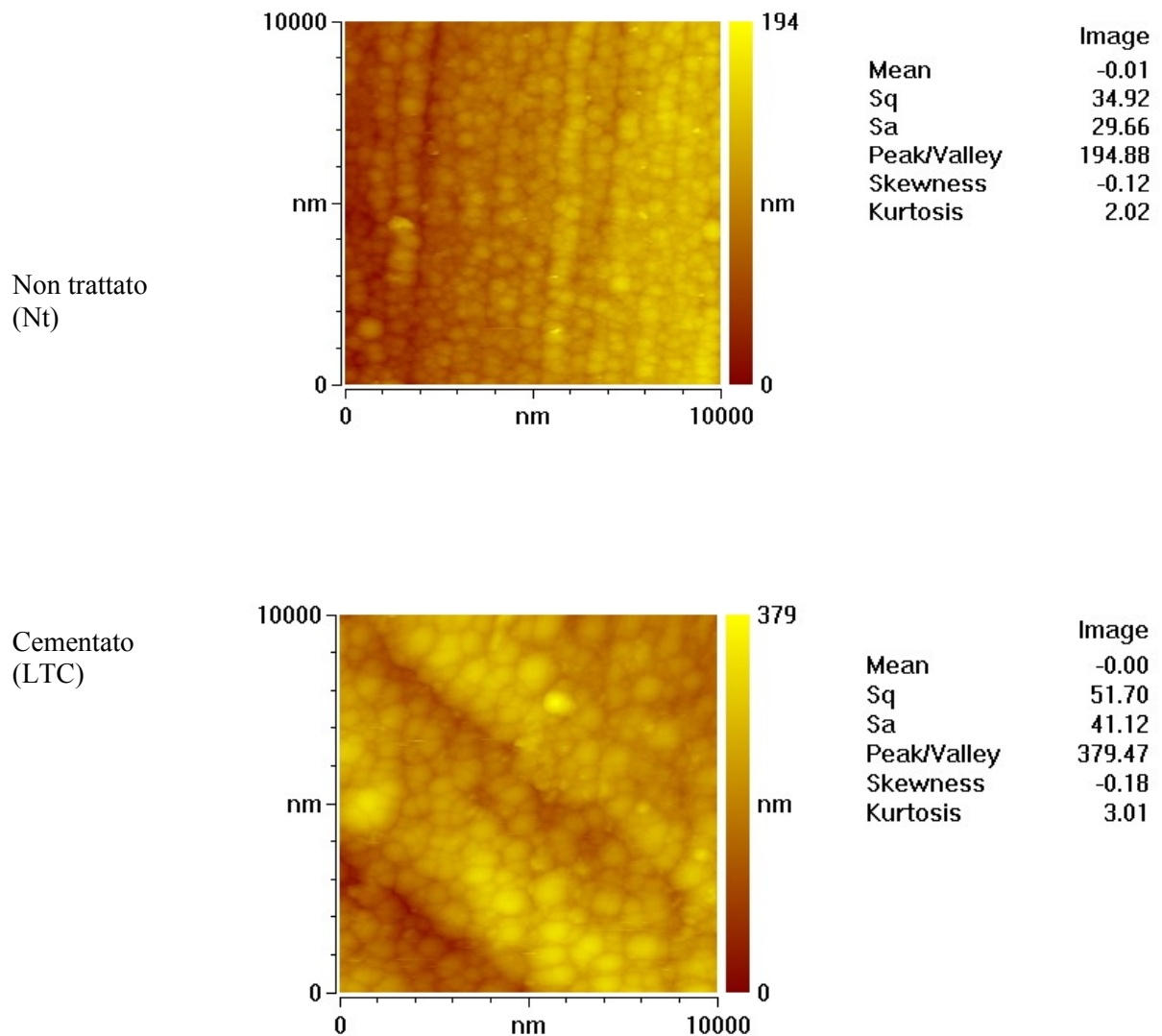


Figura 5.112 - immagini AFM $10 \times 10 \mu\text{m}$ della superficie di C (Nt a-C:H, sopra) ed N (LTC a-C:H, sotto).

Le valutazioni topografiche mediante AFM ad alto ingrandimento (Fig. 5.113) mettono ulteriormente in risalto, in entrambe le tipologie di campioni (cementati e non), la morfologia a calotte, tipica dello strato di nitruro di cromo depositato per *sputtering* [28].

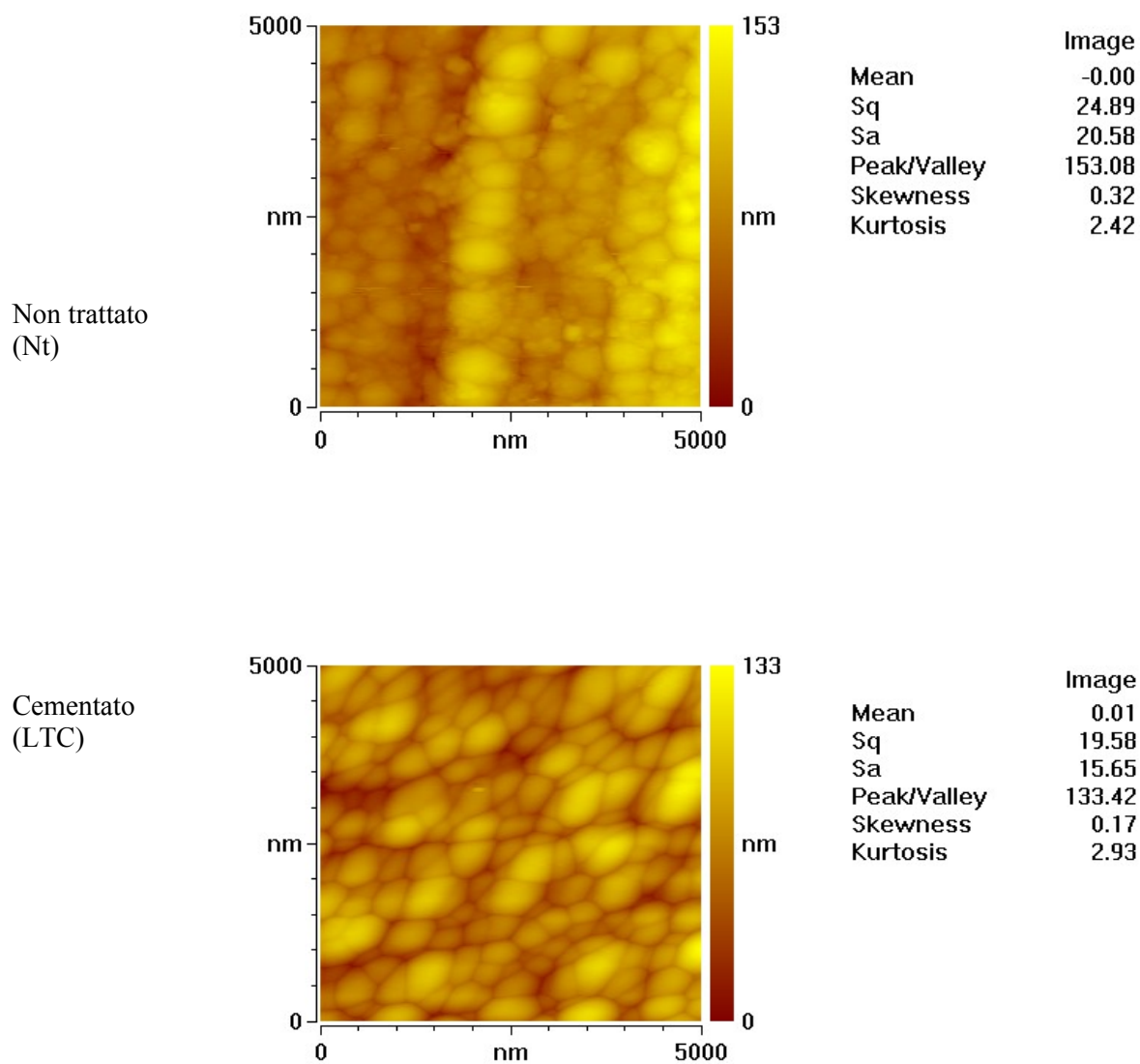


Figura 5.113, immagini AFM $5 \times 5 \mu\text{m}$ della superficie di H (Nt $a\text{-C:H}$, sopra) ed L (LTC $a\text{-C:H}$, sotto).

5.3.4.2 Caratterizzazione dello strato cementato

L'analisi metallografica ha permesso di misurare lo strato cementato presente sulla superficie dei campioni: l'attacco condotto con reattivo di Beraha, infatti, mette in risalto la microstruttura austenitica ma non ha effetto sull'austenite espansa (*S-phase*) dello strato cementato, che rimane di colore chiaro, per effetto della sua maggiore resistenza a corrosione [29]. Mediante l'attacco chimico è stato possibile osservare come la lucidatura intermedia, effettuata sui campioni della prima serie, avesse parzialmente asportato o addirittura completamente rimosso, lo strato LTC (Fig. 5.114).



Figura 5.114 - sezione del campione 6 in corrispondenza dell'angolo tra il lato lucidato (sopra) e quello non lucidato (a destra).

Per questo motivo si è deciso di ripetere tutte le prove per una seconda serie di campioni, anticipando il passaggio di lucidatura. Per i campioni della prima serie si è provveduto, quindi, a controllare per via metallografica lo spessore dello strato LTC (Tab. 11), che i fornitori dichiarano essere di 33 μm, proseguendo con le prove tribologiche sui soli campioni che presentavano uno spessore sufficiente. Si è eseguito il controllo dello spessore anche sui campioni LTC della seconda serie (Fig. 5.115), ottenendo un valore medio di 30 ± 2 μm, in accordo con lo spessore di 33 μm dichiarato dalla ditta fornitrice. Tramite l'analisi metallografica è stata anche posta in risalto la microstruttura austenitica dell'acciaio, che non presenta alcuna precipitazione di carburi dovuta ai trattamenti subiti. Dalle misure di durezza in sezione trasversale si è potuto verificare come essa sia molto alta vicino alla superficie e diminuisca andando verso il cuore, descrivendo il profilo tipico dei trattamenti diffusivi (Fig. 5.116).

Campione	Lato	Media (μm)	Dev. Std. (μm)
6 (LTC a-C:H)	A	(*)	(*)
	B	29	3
7 (LTC a-C:H)	A	(*)	(*)
	B	18	2
8 (LTC a-C:H)	A	15	3
	B	22	2
9 (LTC)	A	24	2
	B	29	2

Tabella 11, spessore dello strato LTC nei campioni della prima serie. (*) Strato LTC completamente asportato dalla lucidatura.

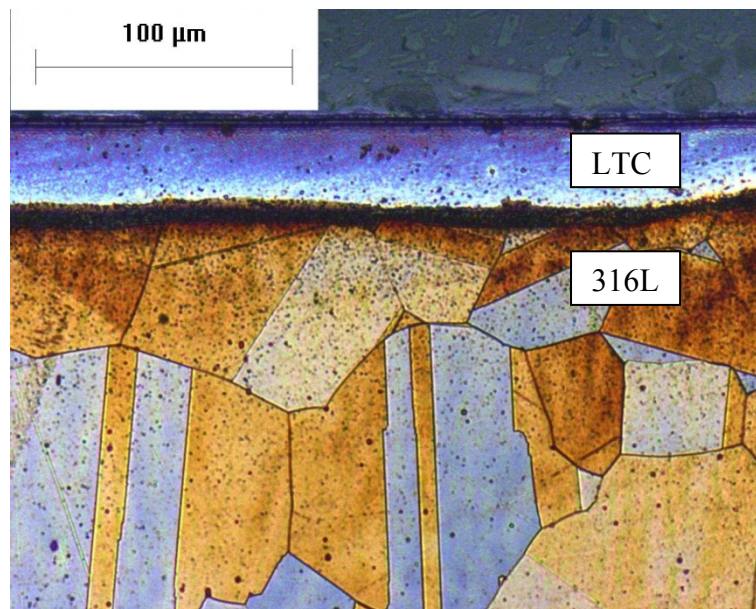


Figura 5.115 - vista di N (LTC a-C:H) in sezione trasversale dopo attacco metallografico.

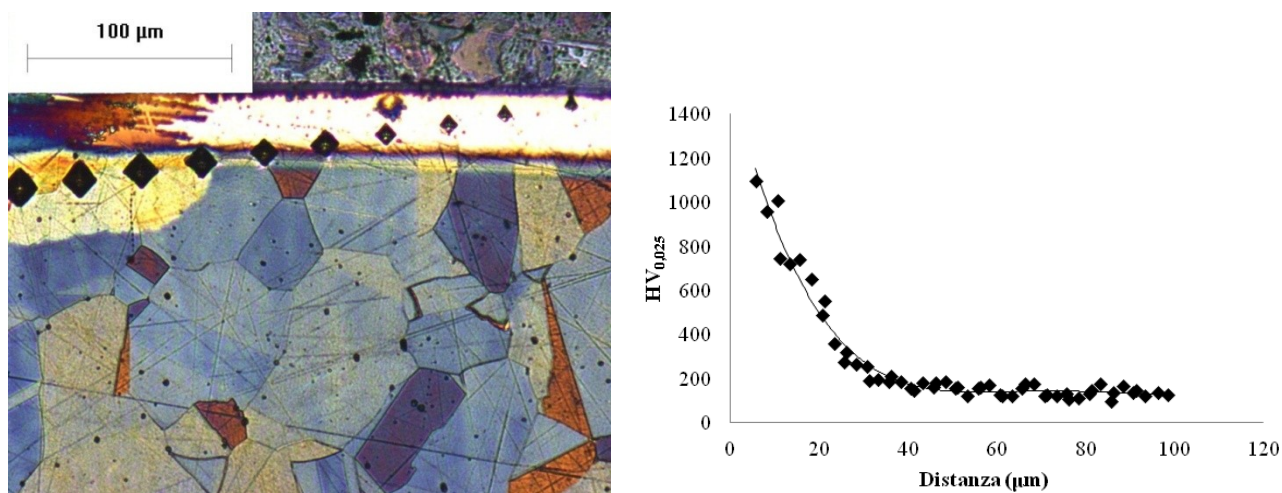


Figura 5.116 – a) impronte del profilo di microdurezza in sezione trasversale, b) profilo di durezza $HV_{0.025}$ in sezione trasversale sul campione N.

La durezza si attesta sui 1150 $HV_{0.025}$ sulla superficie dei campioni mentre diminuisce fino a circa 200 $HV_{0.025}$ al cuore. I campioni in cui era stato parzialmente rimosso lo strato LTC durante la lucidatura intermedia presentavano durezza superficiali inferiori, comprese tra 400 e 600 $HV_{0.025}$, dato che la lucidatura ne aveva compromesso lo spessore efficace.

Questo dimostra che la fase di lucidatura, necessaria per mantenere bassa la rugosità superficiale in vista della deposizione del rivestimento a-C:H, non può essere effettuata dopo il trattamento LTC, ma va anteposta ad esso con l'obiettivo di mitigarne gli effetti.

5.3.4.3 Caratterizzazione del rivestimento a-C:H

Il rivestimento a base di carbonio amorfo è stato osservato tramite SEM in sezione trasversale, per determinarne lo spessore, sia sui campioni LTC che sui campioni Nt di entrambe le serie (Fig. 5.117). I rivestimenti della prima serie presentano spessori diversi poiché i campioni, con e senza trattamento LTC, sono stati rivestiti in due cariche distinte. I campioni della seconda serie, invece, sono stati rivestiti tutti nella stessa carica e presentano lo stesso spessore, che è maggiore rispetto ai campioni della prima serie (Tab. 12). Passando dalla prima alla seconda serie è stato aumentato anche lo spessore dell'interstrato di CrN portandolo a circa 0,5 µm, mentre nella prima serie lo spessore non risultava quantificabile. Occorre infine notare come, sia lo strato di CrN che lo strato a-C:H, si presentino di spessore uniforme lungo tutta la superficie del campione.

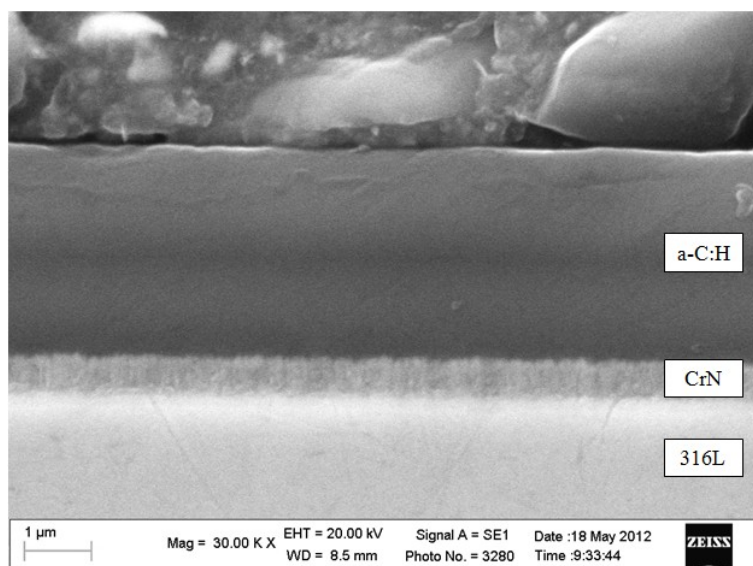


Figura 5.117, immagine, in elettroni secondari, della sezione trasversale del rivestimento a-C:H del campione H (Nt).

Serie	Campione	Spessore medio a-C:H [μm]	Dev. St.
1^a	1 (Nt)	2,6	0,1
	6 (LTC)	2,0	0,1
2^a	H (Nt)	3,2	0,1
	N (LTC)	3,3	0,1

Tabella 12, spessore dello strato a-C:H dei campioni 1, 6, H ed N.

Per meglio identificare gli elementi presenti negli strati, si è ricorso all'analisi EDS. Questa è stata eseguita, in sezione trasversale, secondo un profilo di 8.5 μm che attraversa il campione perpendicolarmente al rivestimento (Fig 5.118). L'analisi EDS mostra come il rivestimento sia composto da carbonio nella sua parte più esterna, che viene poi sostituito dal silicio e dal nitrato di cromo in corrispondenza dell'interfaccia con l'acciaio. I picchi di cromo ed azoto sono sovrapposti, a conferma della presenza di CrN. Il cromo è presente anche nell'acciaio inossidabile: è questo il motivo per cui il suo valore non arriva a zero scendendo verso il substrato.

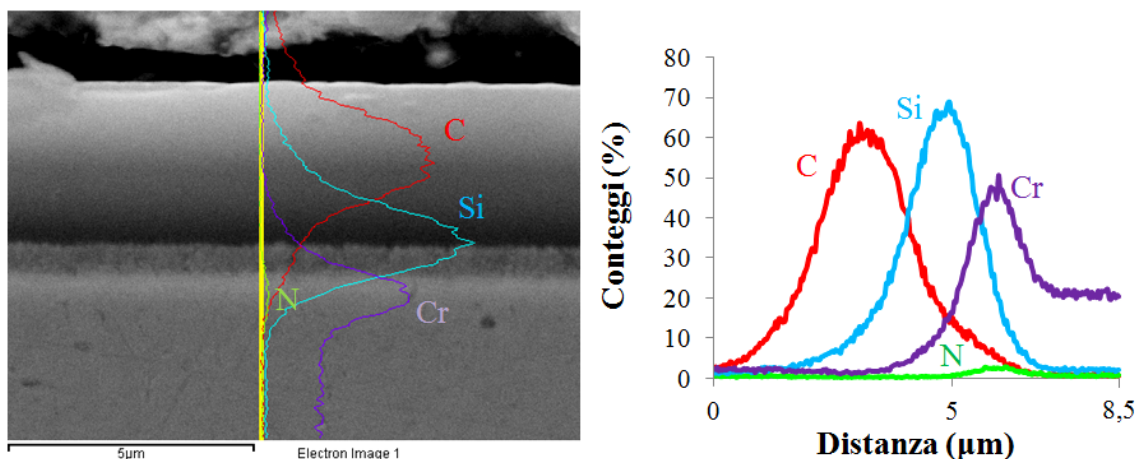


Figura 5.118 - spettri EDS degli elementi carbonio, azoto, silicio e cromo effettuati per un profilo di 8,5 μm , trasversalmente al rivestimento a-C:H, per il campione H. Spettro singolo su immagine SEM (a sinistra) e media di tre spettri (a destra).

L'osservazione SEM ha, inoltre, mostrato una buona adesione del rivestimento a-C:H e dell'interstrato in CrN, infatti non sono mai presenti zone di distacco o di discontinuità su nessun campione.

I risultati degli scratch test (definiti secondo normativa ISO 20502 [30] e descritti in dettaglio in appendice A.5) sulla prima serie di campioni (Figure 5.119 e 5.120) mostrano come l'adesione del rivestimento migliori a seguito del trattamento di cementazione a bassa temperatura che ha, tra le altre, anche la funzione di supportare il rivestimento a-C:H. Osservando infatti il carico L_{C3} , al quale si ha il distacco del rivestimento su tutta la larghezza dello *scratch* [30], si nota un aumento del carico critico di più del 30 % per il campione trattato (LTC).

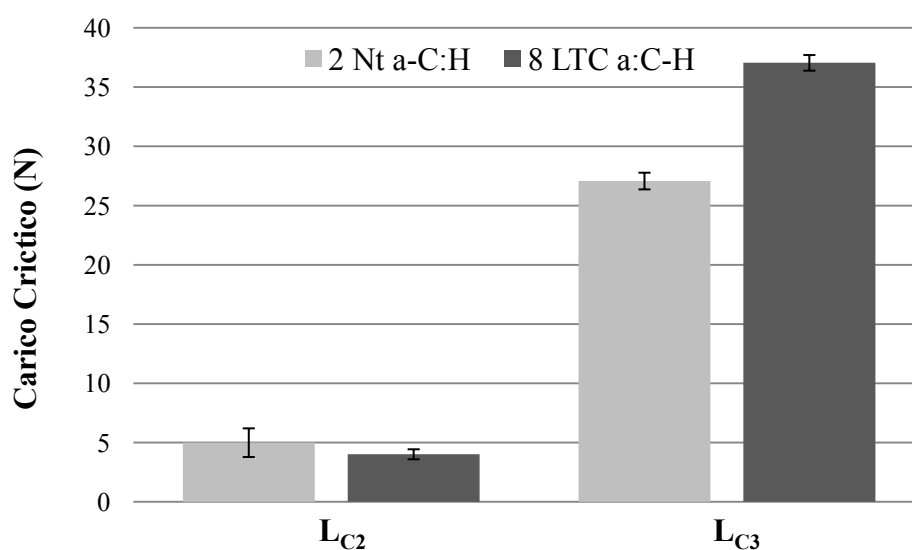


Figura 5.119 - andamento dei carichi limite degli scratch test per i campioni della prima serie: 2 (Nt a-C:H) ed 8 (LTC a-C:H).

Confrontando i carichi limite degli *scratch test* della prima e della seconda serie (Fig. 5.121), si osserva come il carico L_{C2} (corrispondente al primo cedimento adesivo) rimanga

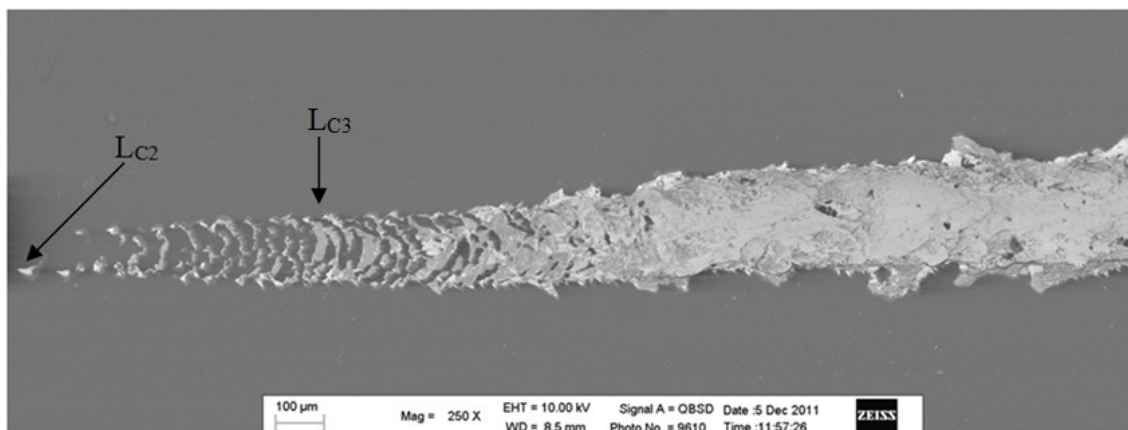


Figura 5.120 - immagine SEM di uno degli *scratch test* effettuati sul campione 2 (Nt a-C:H) della prima serie.

sostanzialmente invariato, mentre il carico L_{C3} della seconda serie, rispetto alla prima, si presenti molto minore per il campione non trattato e maggiore per il campione LTC. Il rivestimento a-C:H della seconda serie presenta, infatti, una durezza maggiore (vedi paragrafo 6.3.3), che richiede un adeguato supporto del carico da parte del substrato [31]. Proprio per questo motivo il carico L_{C3} del campione non trattato della seconda serie è così basso, perché il substrato deformabile (circa 200 HV) non è in grado di supportare correttamente il rivestimento. Il campione trattato (LTC), invece, presenta una durezza molto maggiore (circa 1150 HV) e svolge adeguatamente la funzione di supporto per il rivestimento in carbonio amorfo, permettendo di sfruttarne utilmente l'accresciuta durezza e mostrando valori di L_{C3} maggiori (Fig. 5.122).

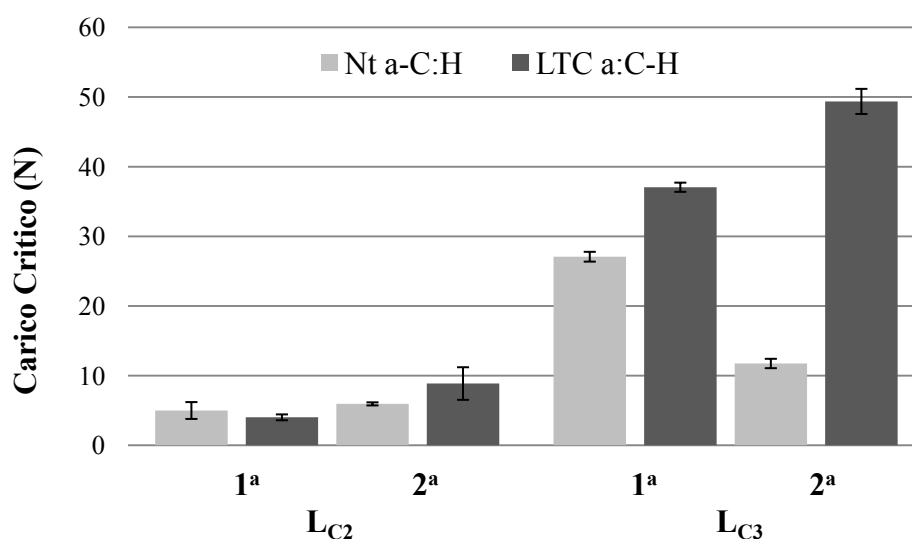


Figura 5.121 - andamento dei carichi limite degli *scratch test* per la prima e la seconda serie.

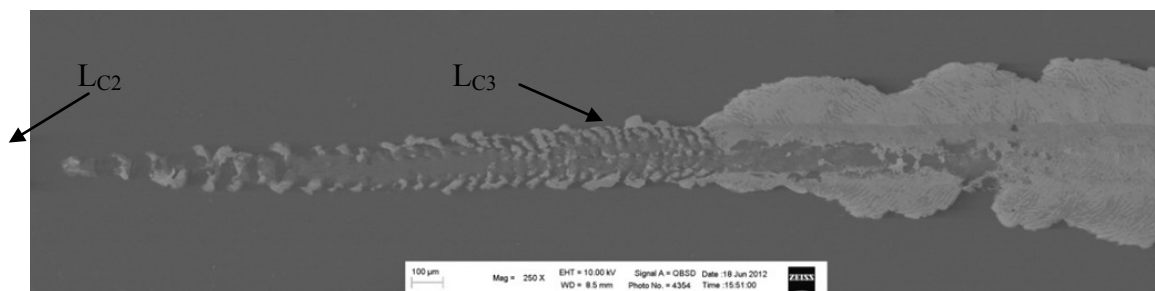


Figura 5.122 - immagine SEM di uno degli scratch test effettuati sul campione N (LTC a-C:H) della seconda serie.

Le misure di nanoindentazione hanno mostrato moduli di Young e durezze minori nella prima serie e simili all'interno di ogni serie (Tab. 13). Dato che il materiale di cui è composto il rivestimento è sempre il medesimo, questo comportamento è imputabile all'aumento di spessore nei campioni della seconda serie. Infatti, perché la prova sia riferita al solo rivestimento, e non anche al substrato, occorre che l'impronta penetri per meno di un decimo dello spessore del materiale [31]. Lo spessore minore, nella prima serie, può aver portato ad un risultato "composito" che risente della deformazione del substrato ed infatti mette in risalto una maggior durezza per il campione cementato (LTC).

Serie	Campione	Modulo di Young [GPa]	Dev. St.	Durezza [GPa]	Dev.St.
1^a	1 (Nt)	160	20	20	5
	6 (LTC)	170	20	25	4
2^a	H (Nt)	210	30	29	4
	N (LTC)	230	30	30	5

Tabella 13 - risultati delle prove di nanoindentazione sui campioni 1, 6, H ed N.

Negli spettri Raman ottenuti è chiaramente riconoscibile il picco G a circa 1550 cm^{-1} , con un accenno di spalla attorno ai 1350 cm^{-1} , dovuto alla presenza del picco D (Figura 5.123).

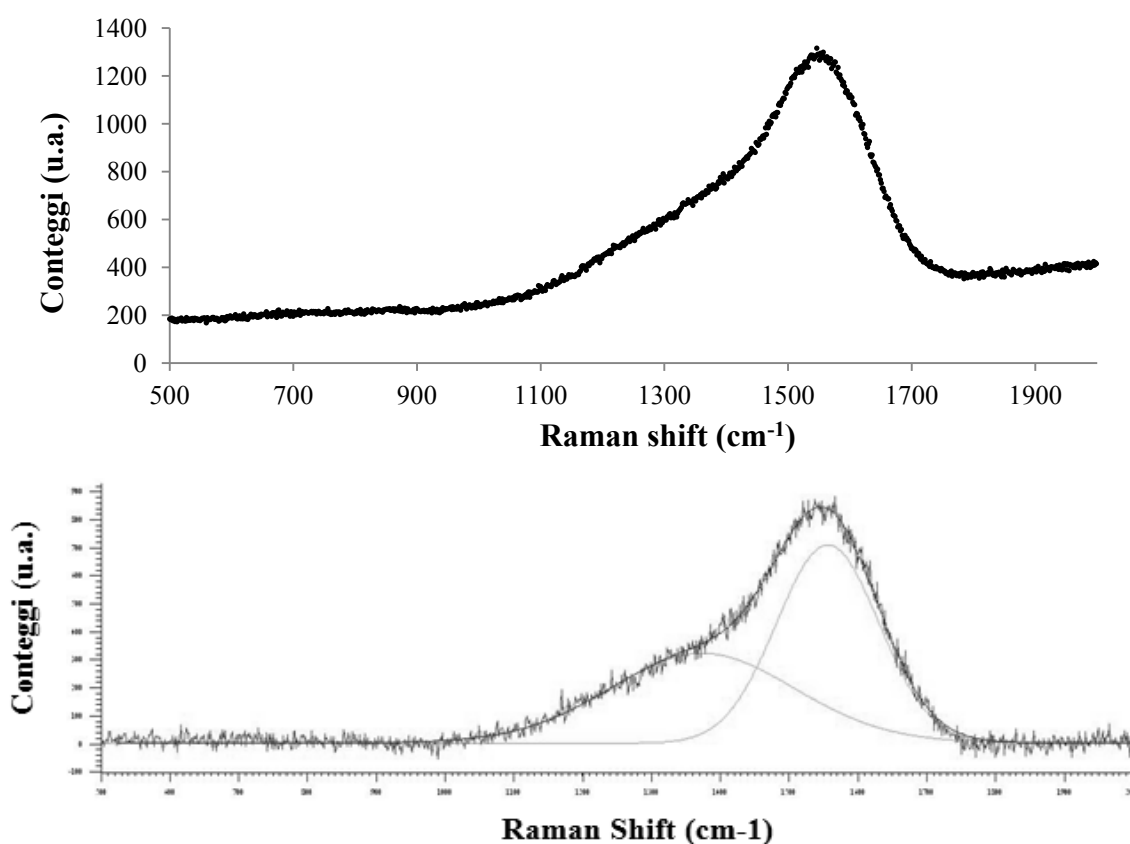


Figura 5.123 - spettri Raman del rivestimento a-C:H del campione H: media di tutti gli spettri (sopra) e spettro singolo con deconvoluzione (sotto).

Dai risultati ottenuti dalle analisi Raman dello strato in carbonio amorfo (Tab. 14) si è potuto osservare, ancora una volta, come non vi siano particolari differenze tra i rivestimenti dei campioni cementati e quelli dei campioni non trattati. Si può però notare come il picco G sia spostato di circa 10 cm^{-1} per la seconda serie di campioni: questo indica uno stato tensionale residuo di diversa entità per il rivestimento, dovuto probabilmente al maggior spessore con cui è stato depositato. Inoltre, il valore medio di ampiezza a metà altezza (*Full Width Half Maximum*, FWHM) risulta maggiore per la seconda serie di strati in carbonio amorfo: questo indica un maggior grado di disordine strutturale [32]. Da ultimo, il confronto fra i valori del rapporto $I(D)/I(G)$ mostra che nella seconda serie la percentuale di C ibridato sp^3 è leggermente superiore [32-33]. Entrambe queste informazioni strutturali sono correlabili all'aumento di durezza rivelato dalle analisi di nanoindentazione.

Serie	Campione	Picco G [cm ⁻¹]	Dev. St.	Ampiezza a metà altezza [cm-1]	Dev. St.	Rapporto di intensità I(D) / I(G)	Dev. St.
1 ^a	2 (Nt)	1559	1	169	6	0,9	0,2
	8 (LTC)	1557,4	0,9	169	5	0,82	0,09
2 ^a	H (Nt)	1548	1	183	3	0,66	0,06
	N (LTC)	1548	1	183	3	0,66	0,07

Tabella 14 - risultati delle analisi Raman sulla superficie dei rivestimenti a-C:H dei campioni 2, 8, H ed N.

Dai dati ottenuti dagli spettri Raman si può trarre un'indicazione sul contenuto di carbonio sp³ e di idrogeno dei rivestimenti mediante interpolazione rispetto a modelli specifici (Fig. 5.124), dai quali risulta per entrambe le serie un contenuto di carbonio sp³ di circa il 10 – 15 % e di idrogeno di circa il 15 – 20 % [32], in linea con i valori tipici per questa classe di rivestimenti.

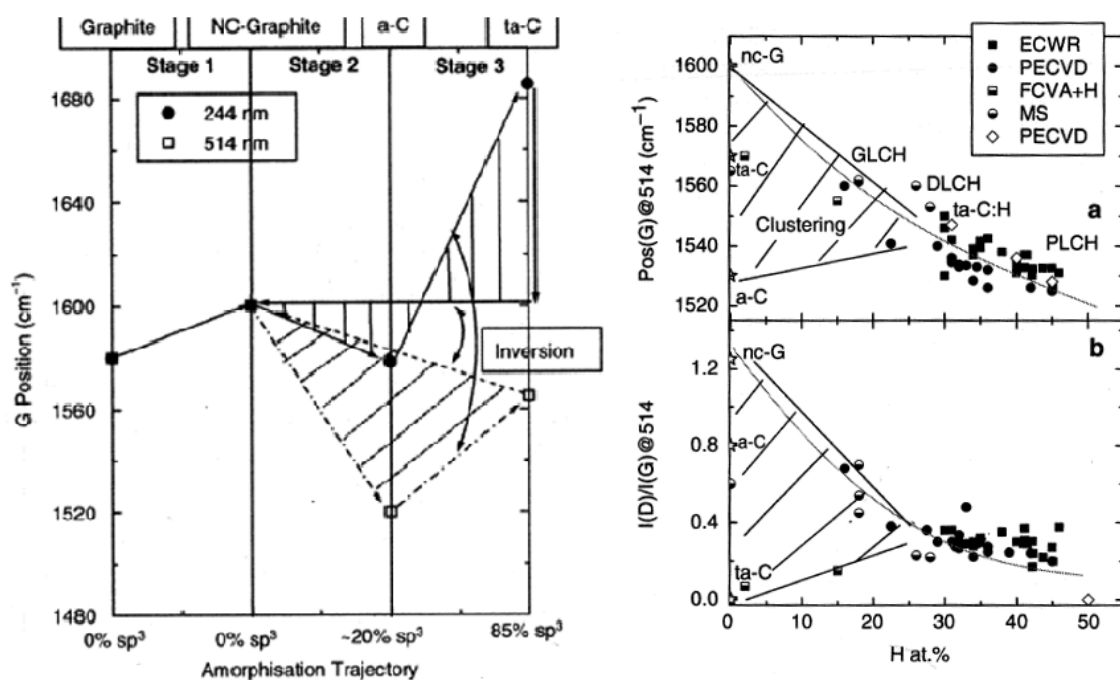


Figura 5.124 - andamento del contenuto di carbonio sp³ in funzione della posizione del picco G (a sinistra) ed andamento della percentuale di idrogeno in funzione della posizione del picco G e del rapporto I(D)/I(G). [32]

5.3.4.3 Risultati delle prove tribologiche

Grazie ai dati raccolti in continuo dal tribometro, per ogni prova, è stato identificato l'andamento del coefficiente di attrito e dell'usura di sistema in funzione della distanza percorsa, con lo scopo di evidenziare transizioni ad alto attrito ed alta usura che possono essere indicative di un eventuale cedimento del rivestimento [34]. Di seguito verranno esposti i dati relativi alla seconda serie di campioni, più rappresentativi grazie alla scelta della nuova procedura di preparazione, volta ad evitare che la lucidatura intermedia rimuovesse lo strato cementato.

5.3.4.3.1 Misure di attrito ed usura contro antagonista cementato (LTC)

Sono qui riportati i grafici di attrito ed usura di sistema in funzione della distanza percorsa relativi al campione G cementato e rivestito di carbonio amorfo (LTC a-C:H) contro il cilindro cementato K0 (LTC) per carichi crescenti (Fig. 5.125). Da essi si nota come il coefficiente di attrito, nelle prove a basso carico (5 e 20 N), rimanga quasi sempre nell'intorno di 0,1 mentre aumenta leggermente per carichi maggiori senza però mai oltrepassare 0,2. Nella prova effettuata a 40 N, a circa 900 metri, si nota un innalzamento del coefficiente di attrito che si porta sino a valori superiori a 0,7: questa transizione corrisponde al cedimento del rivestimento a-C:H e l'innalzamento del coefficiente di attrito è dovuto al successivo contatto acciaio-acciaio. Si può inoltre notare come il coefficiente di attrito, che si presenta con una maggior variabilità nelle prove a basso carico, si stabilizzi entro un intervallo di valori più ristretto per carichi maggiori, presentandosi come una linea molto più netta. Nella prova a 40 N, infine, si può osservare che il coefficiente di attrito presenti un andamento crescente fino a circa 4-500 metri per poi ridiscendere: tale comportamento è tipico per i rivestimenti a-C:H e corrisponde alla formazione di uno strato di trasferimento a base di grafite, favorito a carichi più elevati, sufficiente a lubrificare il contatto tra i due materiali. L'usura di sistema viene qui misurata come la posizione del trasduttore, solidale con il sistema di applicazione del carico, che poggia sul pattino posto in strisciamento contro il cilindro.

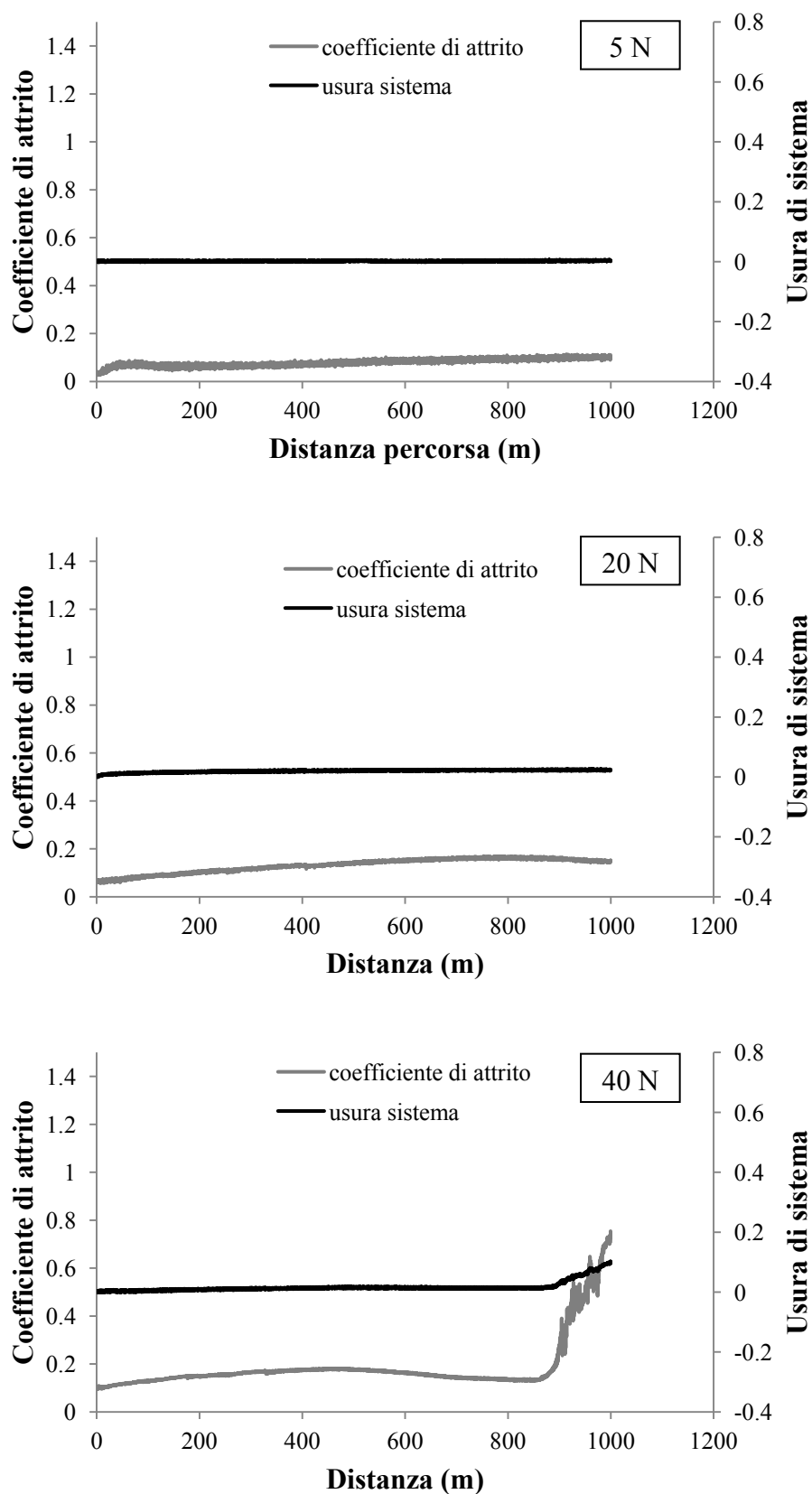


Figura 5.125 - andamenti del coefficiente di attrito e dell'usura di sistema in funzione della distanza per le prove a 5 N (sopra), 20 N (al centro) e 40 N (in basso) per il campione G (LTC a-C:H) contro il cilindro K0 (LTC).

Nelle prove a basso carico essa raggiunge valori molto vicini allo zero, mentre presenta valori più elevati aumentando il carico. Nelle prove in cui avviene la transizione, è possibile vedere come l'usura di sistema aumenti in maniera notevole dopo il cedimento del rivestimento a-C:H. Infatti, proprio in corrispondenza dell'aumento del coefficiente di attrito, l'usura di sistema aumenta sensibilmente, a fronte di un'usura più severa sia del cilindro che del campione.

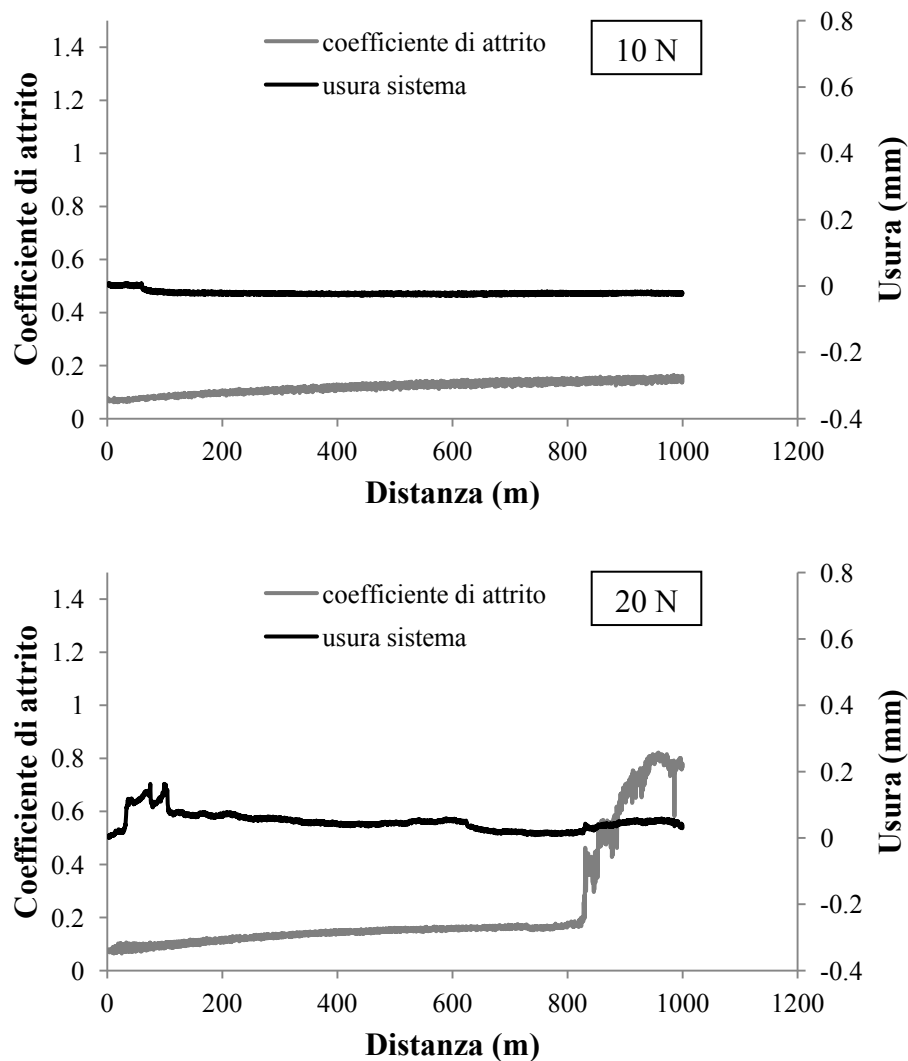


Figura 5.126 - andamento del coefficiente di attrito e dell'usura di sistema in funzione della distanza a 10 N (sopra) e 20 N (sotto) per il campione Q (Nt a-C:H) contro il cilindro K0 (LTC).

Conclusioni del tutto analoghe a quelle precedenti possono essere espresse anche per il campione Q (Nt, a-C:H) posto contro il cilindro K0 (LTC) (Fig. 5.126). L'unica differenza tra i due casi è che la transizione avviene ad un carico di 20 N invece che a 40 N. Tale comportamento è dovuto alla minor durezza del substrato, che non riesce a supportare adeguatamente il rivestimento, per la mancanza del trattamento LTC.

5.3.4.3.2 Misure di attrito ed usura contro antagonista non trattato

Di seguito sono riportate le prove a 10 N ed al carico di transizione per i campioni C (Nt a-C:H, Fig. 5.127) ed F (LTC a-C:H, Figura 5.128) contro il cilindro L0 (Nt). Anche per l'andamento di attrito ed usura di questi campioni si possono trarre conclusioni simili a quelle tratte per i campioni precedenti. Si deve però sottolineare come l'usura di sistema dopo la transizione diminuisca anziché aumentare: questo effetto è in realtà dovuto alla frapposizione tra pattino e cilindro di frammenti di usura in quantità significativa, dato che l'antagonista di bassa durezza è a sua volta coinvolto nel processo di usura.

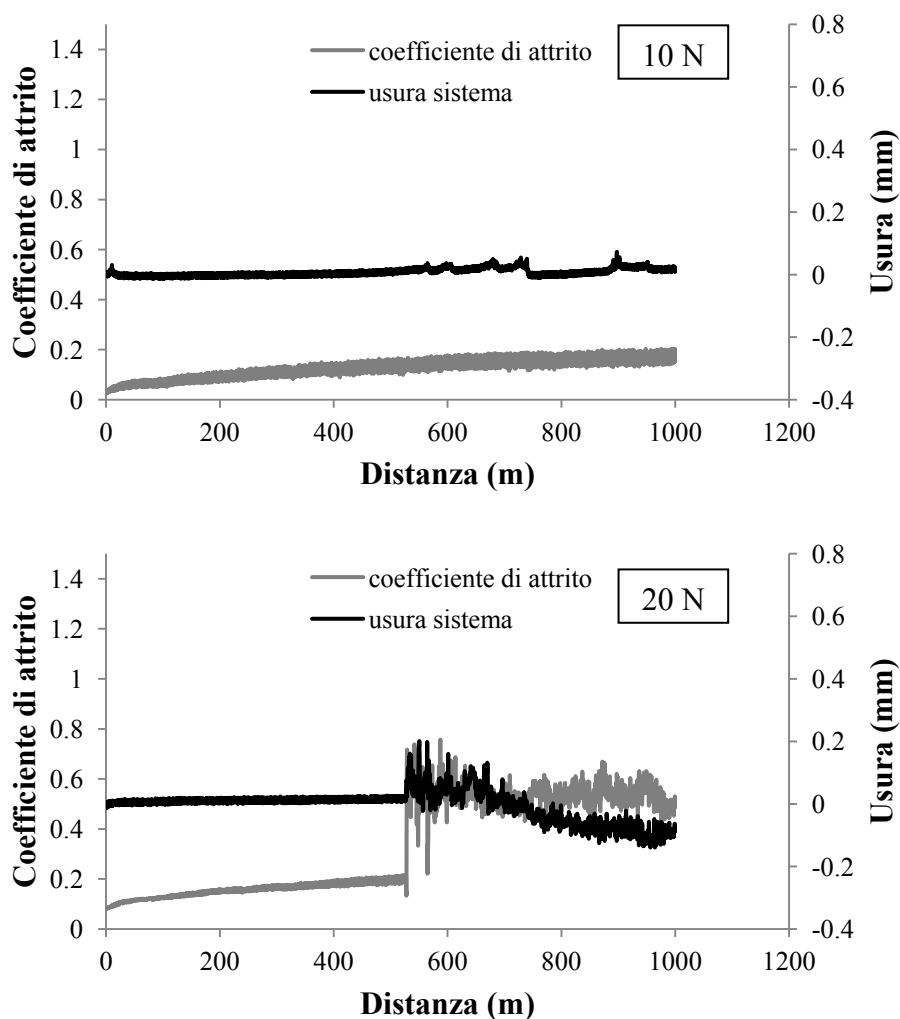


Figura 5.127 - andamento del coefficiente di attrito e dell'usura di sistema in funzione della distanza a 10 N (sopra) e 20 N (sotto) per il campione C (Nt a-C:H) contro il cilindro L0 (Nt).

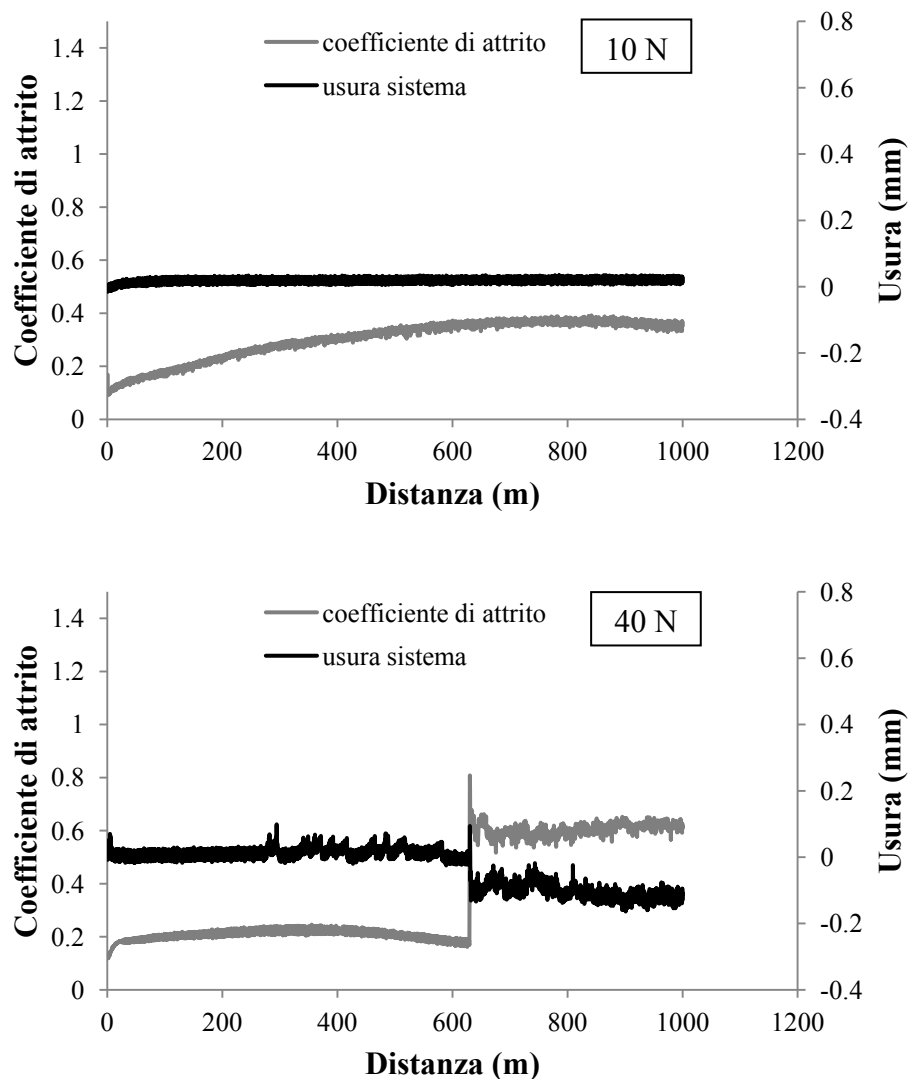


Figura 5.128 - andamento del coefficiente di attrito e dell'usura di sistema in funzione della distanza a 10 N (sopra) e 40 N (sotto) per il campione F (LTC a-C:H) contro il cilindro L0 (Nt).

Anche in questo caso la transizione ad alto attrito ed usura si verifica ad un carico inferiore (20 N contro 40 N) per il campione in cui il rivestimento a-C:H non è supportato dallo strato cementato. In sintesi le prove tribologiche eseguite, sulla prima e sulla seconda serie, hanno portato a carichi di transizione (Tabella 15) pari a 40 N per tutti i campioni cementati (LTC) contro entrambi gli antagonisti, e pari a 20 N per tutti i campioni non trattati contro entrambi gli antagonisti, eccetto per il campione Nt della prima serie contro il cilindro cementato, che ha avuto transizione solo a 40 N. La prima serie di campioni, quindi, ha un comportamento, in termini di carico di transizione, del tutto analogo alla seconda serie, segno questo che la differente rugosità, dei campioni LTC della prima e seconda serie, è influente o compensa la diminuzione di durezza dovuta alla lucidatura intermedia nella prima serie. Inoltre, i carichi di transizione ottenuti sono in accordo con i carichi limite ottenuti dagli scratch test.

Antagonista	Serie	Carico di transizione [N]	
		Trattamenti	
		Nt a-C:H	LTC a-C:H
L0	1	20	40
(316L)	2	20	40
K0	1	40	40
(316L LTC)	2	20	40

Tabella 15, carichi di transizione dei campioni della prima e della seconda serie contro i due antagonisti.

5.3.4.3.3 Comparazione dei risultati ottenuti contro i due antagonisti

Osservando i coefficienti di attrito pre-transizione (Fig. 5.129), ottenuti per i campioni della seconda serie, si può notare come essi siano leggermente superiori contro il cilindro non trattato (la cui bassa durezza favorisce fenomeni di deformazione plastica che contribuiscono ad innalzare la componente abrasiva dell'attrito [35]), rispetto a quello cementato (LTC) e presentino anche una maggior variabilità, mostrata da elevati valori di deviazione standard.

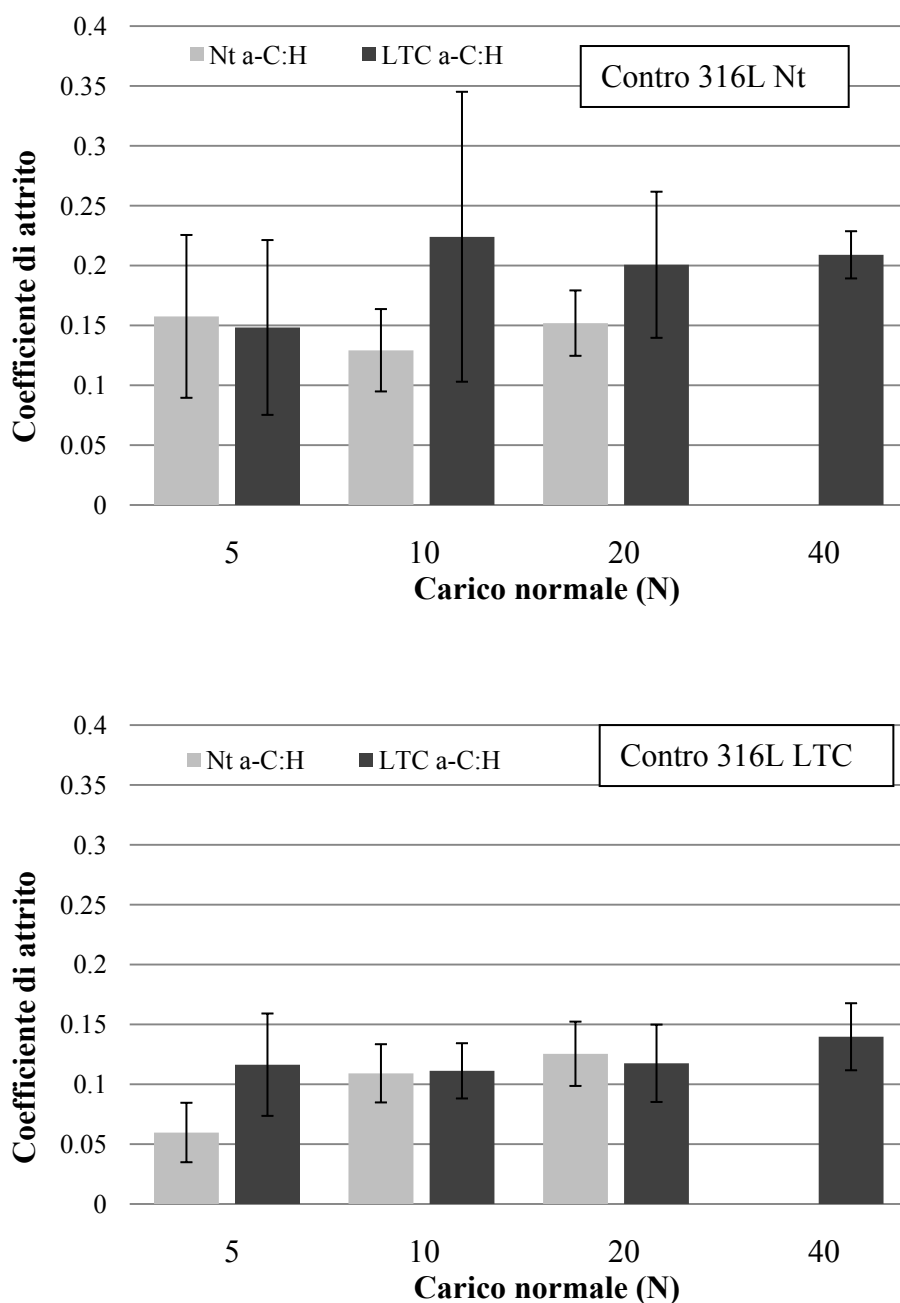


Figura 5.129 - andamento dei coefficienti di attrito pre-transizione in funzione dei carichi normali per i campioni della seconda serie contro i due antagonisti.

Osservando i volumi di usura in funzione del carico normale (Fig. 5.130), sempre per i campioni della seconda serie, si può notare come essi aumentino all'aumentare del carico contro entrambi gli antagonisti, ma si presentino mediamente più alti contro il cilindro non trattato. Tale comportamento appare poi molto evidente dopo il cedimento del rivestimento a-C:H (valori nei riquadri), quando il volume di usura cresce significativamente. Questo tipo di andamento può essere spiegato in base alla morfologia delle piste di usura.

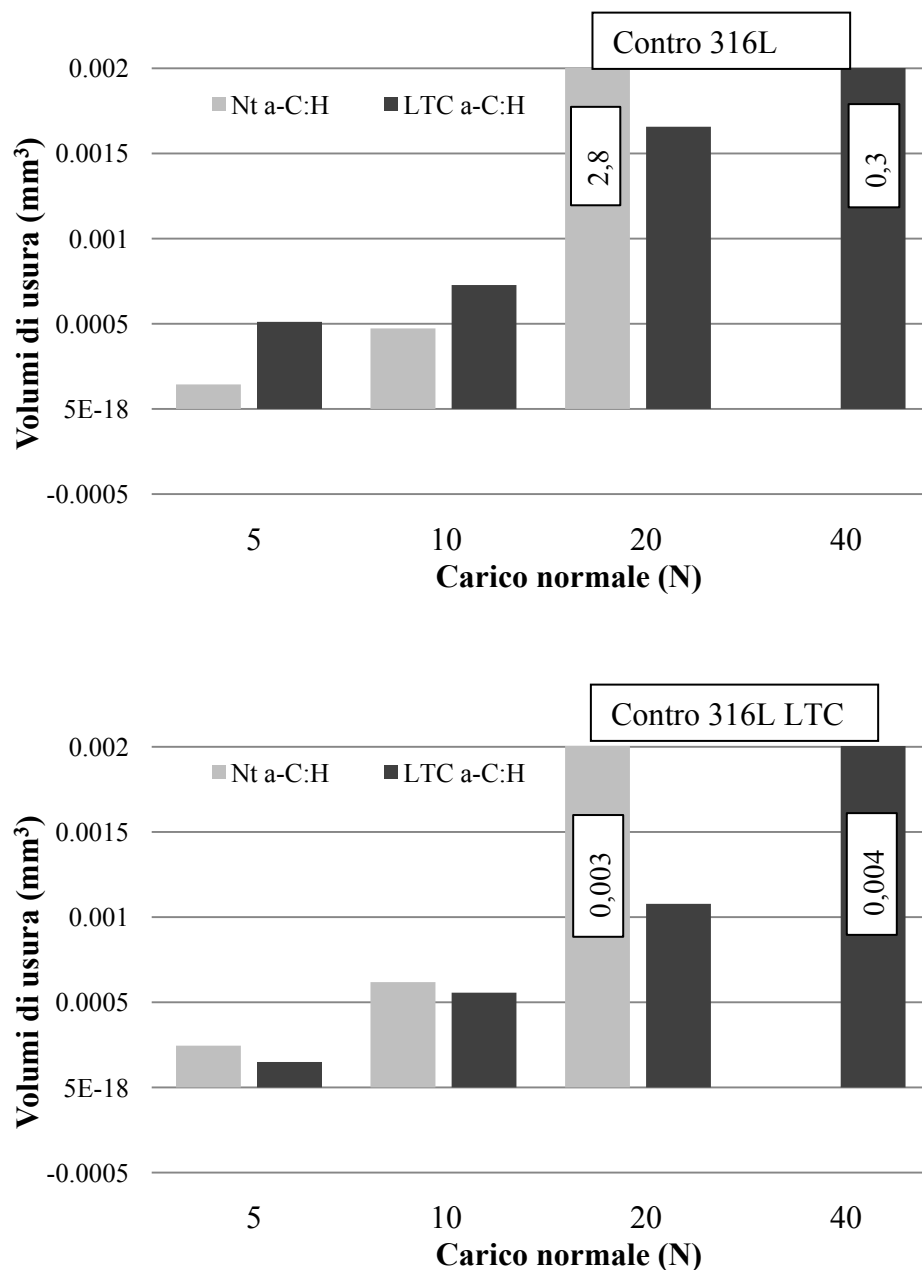


Figura 5.130 - volumi di usura in funzione del carico normale per i campioni della seconda serie contro i due antagonisti.

5.3.4.3.4 Osservazione della morfologia delle piste di usura

Ogni prova di strisciamento non lubrificato produce sul campione una pista di usura, in corrispondenza del punto in cui esso viene in contatto con il cilindro volvente e lo stesso accade anche sul cilindro. L'osservazione della morfologia delle piste prodotte sui campioni tramite SEM aiuta a comprendere i meccanismi di usura e le modalità di cedimento del rivestimento a-C:H. Tali piste di usura si presentano con morfologie differenti a seconda che la prova presenti o meno una transizione di attrito:

- piste delle prove senza transizione: sono quelle svolte ai carichi minori e mostrano solamente tracce di usura abrasiva moderata, con micro-lucidatura (*micropolishing*) della superficie rivestita;
- piste delle prove con transizione: corrispondono al carico maggiore adottato per ogni campione e mostrano meccanismi di usura che coinvolgono anche la superficie del substrato, che affiora a seguito del cedimento del rivestimento.

A bassi carichi (5 – 10 N), **prima della transizione**, il campione C (Nt a-C:H) sottoposto a strisciamento contro il cilindro L0 (Nt) ed il campione Q (Nt a-C:H) contro il cilindro K0 (LTC) presentano piste di usura di piccole dimensioni. In queste condizioni i campioni hanno subito solamente un fenomeno di micro-lucidatura (Fig. 5.131 A e 5.132 A), anche se la prima pista a 10 N di C e la seconda a 10 N di Q presentano aree di piccole dimensioni dalle quali il rivestimento si è staccato, visibili come zone chiare (Fig. 5.131 B e 5.132 B).

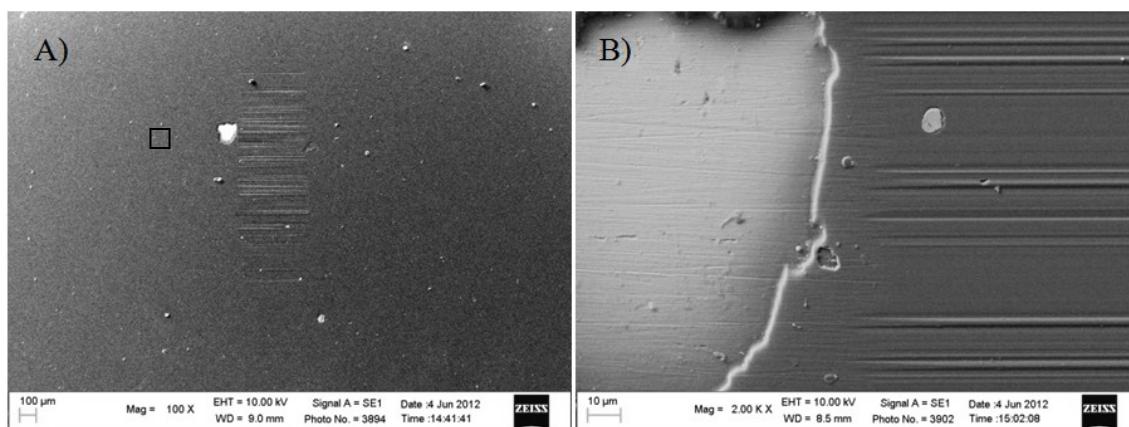


Figura 5.131 - pista di usura a 10 N del campione C (Nt a-C:H) contro il cilindro L0 (Nt): vista generale (A) e dettaglio del distacco riquadrato (B).

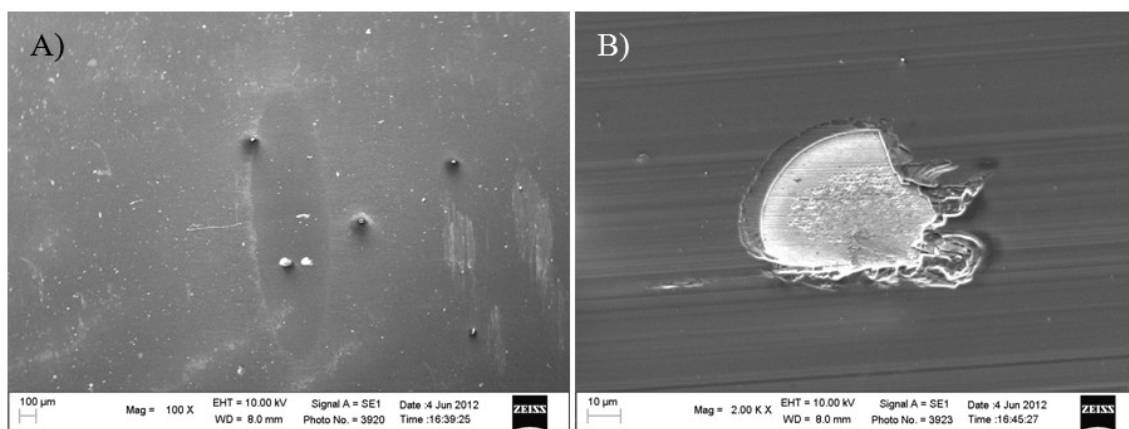


Figura 5.132 - pista di usura a 10 N del campione Q (Nt a-C:H) contro il cilindro K0 (LTC): vista generale (A) e dettaglio del distacco riquadrato (B).

Anche i campioni F (LTC a-C:H), contro L0, e G (LTC a-C:H), contro K0, presentano solo micro lucidatura prima della transizione, ma non sono osservabili zone di distacco del rivestimento (Fig. 5.133A e 5.134A). Osservando le piste ad alto ingrandimento sono ancora visibili le bande di scorrimento prodotte dal trattamento LTC, non modificate morfologicamente per via della bassissima usura (Fig. 5.133B e 5.134B).

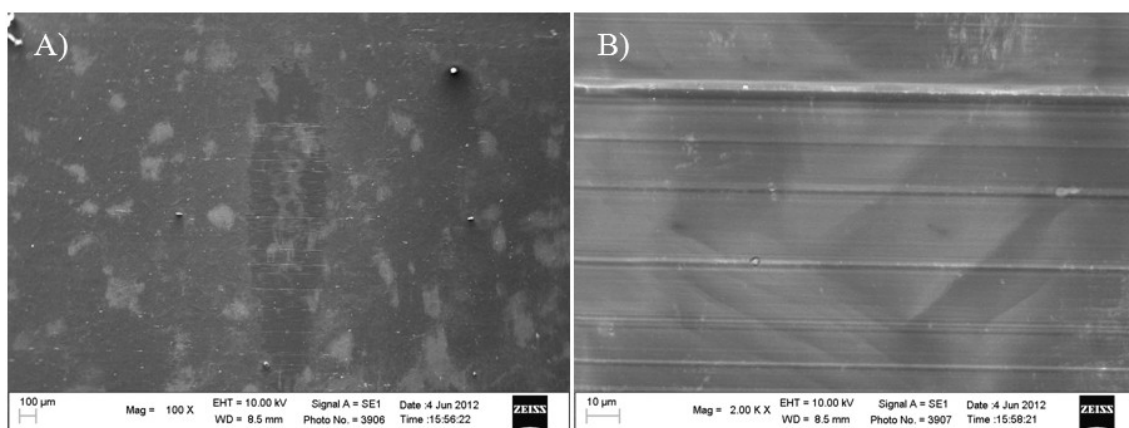


Figura 5.133 - pista di usura a 10 N del campione F (LTC a-C:H) contro il cilindro L0 (Nt) a 100 (A) e 2000 (B) ingrandimenti.

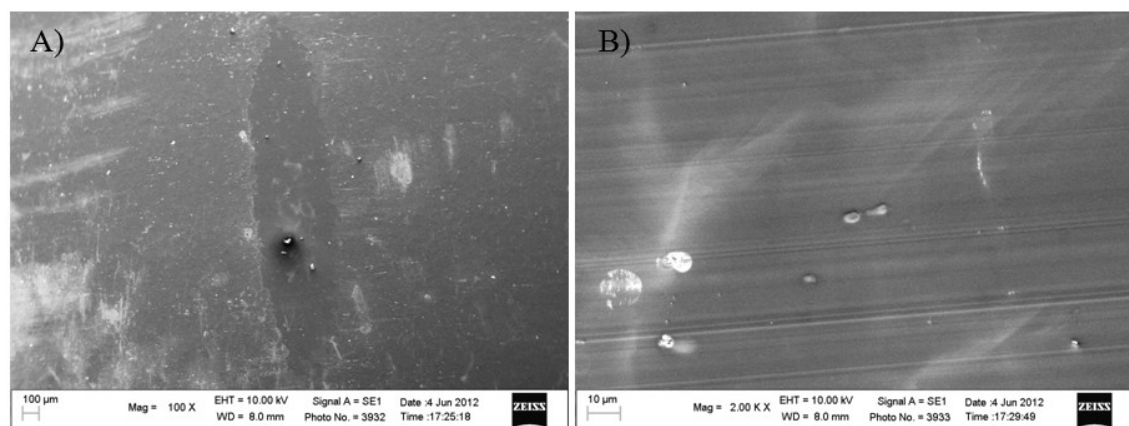


Figura 5.134 - pista di usura a 20 N del campione G (LTC a-C:H) contro il cilindro K0 (LTC).

Ad alti carichi, **dove è avvenuta la transizione di attrito**, che corrisponde al cedimento del rivestimento, l'usura si presenta più severa e la pista risulta di dimensioni maggiori. In questo caso si ha un differente comportamento dei campioni a seconda dell'antagonista contro cui sono posti:

- contro il cilindro non trattato L0 (Nt) le piste di usura sono molto ampie e coinvolgono l'intera larghezza della barretta (Figura 73 B),
- contro il cilindro cementato K0 (LTC) le piste di usura si presentano invece di dimensioni inferiori (Fig. 5.135 A).

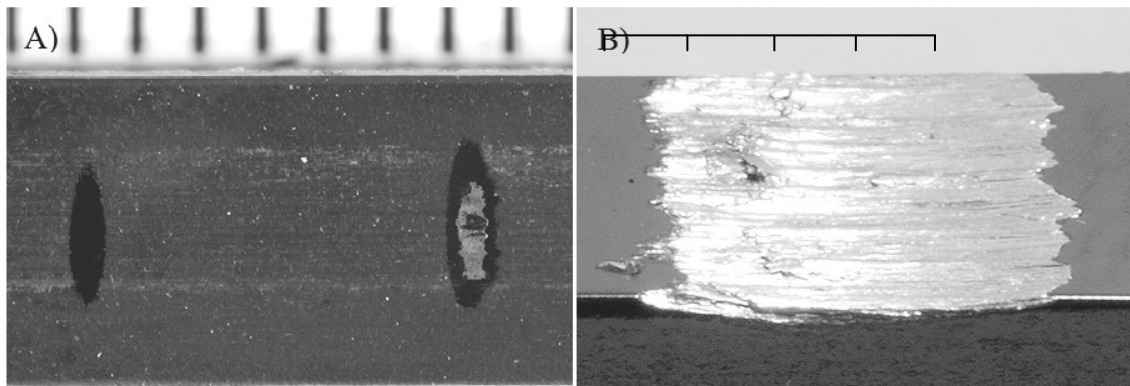


Figura 5.135 - piste di usura da 20 N a sinistra e 40 N a destra su G (LTC a-C:H) contro K0 (LTC) (A) e da 20 N su C (Nt a-C:H) contro L0 (Nt) (B). Le tacche in alto corrispondono ad 1 millimetro.

Al carico di transizione, pari a 20 N per il campione C (Nt a-C:H), presenta un'usura adesiva severa al centro della pista, dove il substrato è esposto al contatto con l'antagonista (Fig. 5.136A), mentre i bordi frastagliati indicano che il rivestimento a-C:H si è fratturato fragilmente [36]. Ad ulteriore conferma di ciò, si notino le cricche conformi, tipiche di un rivestimento duro e fragile su substrato deformabile (Fig. 5.136B). I frammenti di usura duri, generati dal rivestimento, tendono a fissarsi sia sul substrato esposto che sul cilindro L0, entrambi molto teneri perché Nt, generando così un meccanismo di usura abrasiva a due corpi [35] e alti tassi di usura.

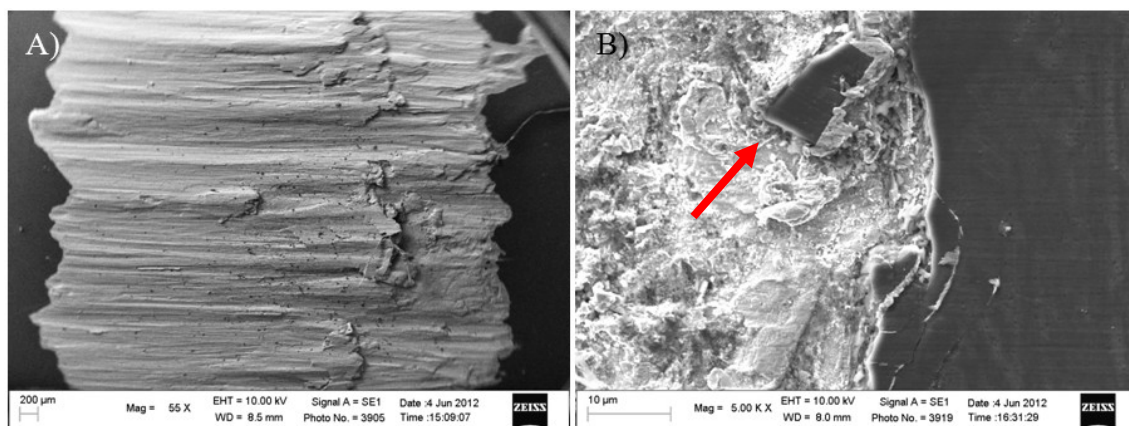


Figura 5.136 - pista di usura a 20 N del campione C (Nt a-C:H) contro cilindro L0 (Nt) a 55 (A) e 5000 (B) ingrandimenti. Si osserva un frammento del rivestimento a-C:H fissato sul substrato.

Anche nelle piste di usura di F (LTC a-C:H) contro L0, relative alle prove in cui è avvenuta la transizione (40 N), troviamo una morfologia riconducibile a fenomeni di usura adesiva, meno marcati, e cricche conformi in prossimità del bordo (Fig 5.137B) come nel caso precedente. In generale la pista si presenta però di dimensioni inferiori (Fig. 5.138A) e meno profonda, grazie alla maggiore durezza del substrato, che non permette ai frammenti di usura di fissarsi sul substrato e di realizzare il meccanismo di abrasione a due corpi precedentemente descritto.

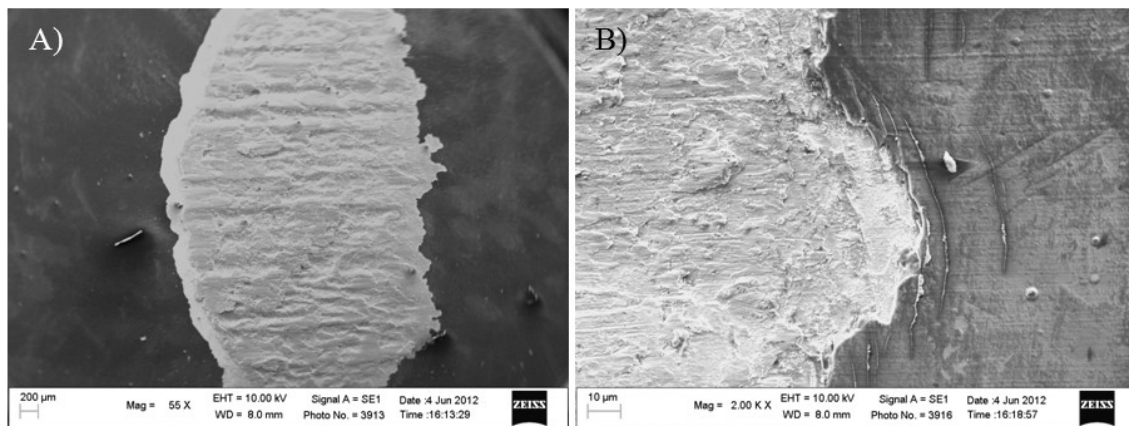


Figura 5.138 - pista di usura a 40 N del campione F (LTC a-C:H) contro il cilindro L0 (Nt) a 55 (A) e 2000 (B) ingrandimenti.

Il campione Q (Nt a-C:H) contro il cilindro K0 (LTC) alla transizione (20 N) mostra una pista di usura di dimensioni inferiori se confrontata con le precedenti. La sua morfologia rivela un'usura di tipo adesivo poco marcata ed i bordi appaiono meno frastagliati (Fig. 5.139A). Aumentando l'ingrandimento sono comunque visibili le cricche conformi (Fig. 5.139B) ma, anche se il substrato del campione risulta deformabile, non essendo stato sottoposto al trattamento LTC, non sono visibili frammenti di rivestimento fissati sulla superficie del substrato. Questo può essere spiegata per via della maggior durezza del cilindro K0, che può contribuire alla frammentazione dei detriti provenienti dal rivestimento, trasformandoli in granuli di piccole dimensioni e di forme meno angolose, liberi di rotolare all'interfaccia tra i corpi a contatto (usura abrasiva a tre corpi).

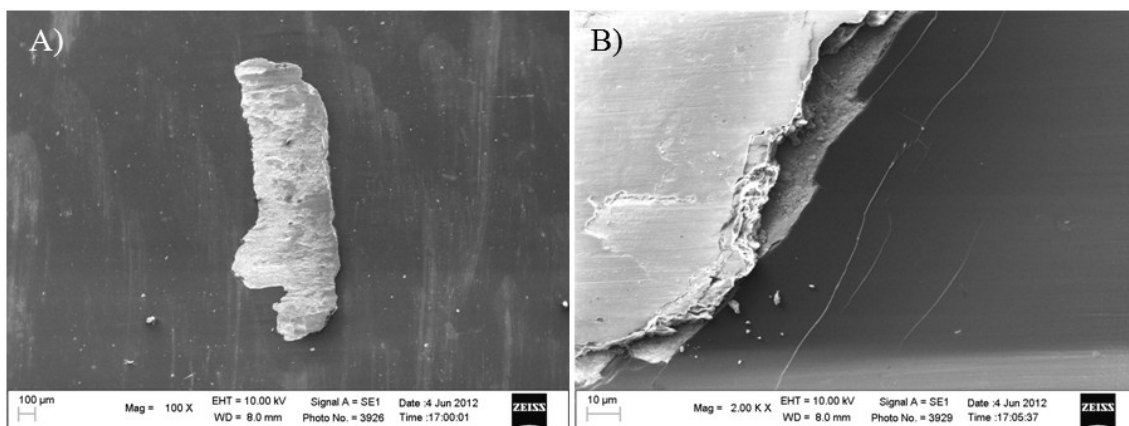


Figura 5.139 - pista di usura a 20 N del campione Q (Nt a-C:H) contro il cilindro K0 (LTC).

Le considerazioni già espresse possono essere applicate anche alla pista di usura di transizione del campione G (LTC a-C:H) contro il cilindro K0 avvenuta a 40N. In questo caso troviamo accoppiati i materiali più duri e la pista che ne risulta è la più piccola riscontrata (Fig 5.140A). Osservando questa pista si può notare come la parte centrale, nella quale il rivestimento ha ceduto, sia contornata da un alone più scuro nella quale il rivestimento si è consumato senza però cedere. Ad alti ingrandimenti, nella zona a centro pista dove affiora il substrato (Figura 5.140B), si osserva un'usura moderata di tipo tribossidativo che non era stata riscontrata nei casi precedenti.

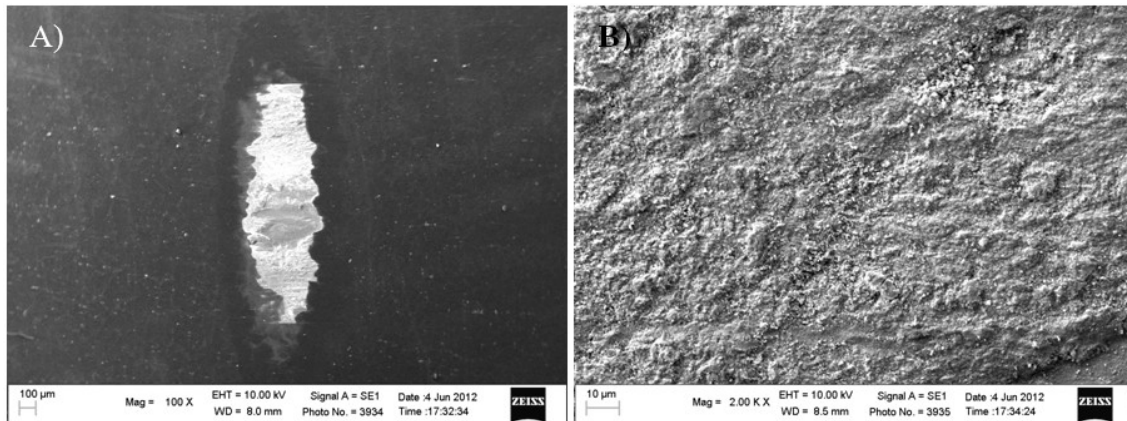


Figura 5.140 - pista di usura a 40 N del campione G (LTC a-C:H) contro il cilindro K0 (LTC) a 100 (A) e 2000 (B) ingrandimenti.

Andando ad osservare i bordi della pista di usura (Fig. 5.141) si può notare come essi presentino un andamento meno frastagliato, in conseguenza di una minore incidenza dei fenomeni di frattura fragile del rivestimento, ed una transizione più graduale dal rivestimento al substrato, indice di assenza di fenomeni di cedimento del rivestimento. Osservando il bordo di entrata (A), ovvero quello in cui il cilindro entra per primo a contatto con il pattino, possiamo notare delle cricche conformi, tuttavia è visibile come il rivestimento non ceda lungo queste cricche ma si consumi gradualmente lasciando un bordo arrotondato. L'analisi EDS (Tab. 16), eseguita nei punti 1, 2 e 3, mostra che il consumo della superficie è avvenuto in maniera graduale mettendo in risalto anche lo strato di CrN nella zona 2. Osservando, infine, il bordo di uscita (B) non si notano cricche conformi ed anche qui il rivestimento risulta consumato gradualmente. L'analisi EDS (Tab. 17) mostra come nella zona 2 sia stato messo in risalto l'interstrato ricco in silicio presente all'interfaccia con il CrN. Questa tipologia di usura del rivestimento risulta essere la migliore: usurandosi in maniera graduale, infatti, il rivestimento mantiene le sue funzioni antiattrito/antiusura e ritarda il più a lungo possibile il contatto metallo-metallo, evitando un brusco innalzamento del coefficiente di attrito (Fig. 5.126) e portando a volumi di usura più bassi (Fig. 5.130).

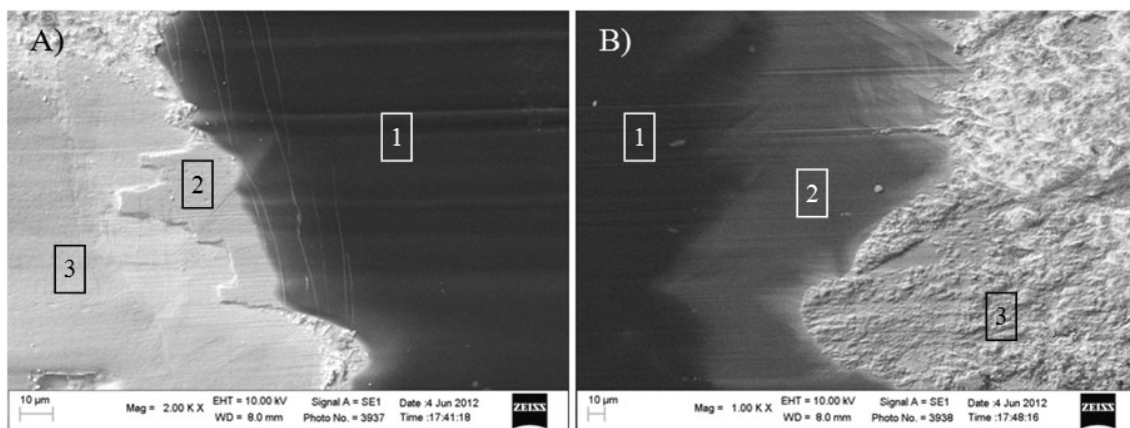


Figura 5.141 - pista di usura a 40 N del campione G (LTC a-C:H) contro il cilindro K0 (LTC).

Elemento	Punto 1 % in peso	Punto 2 % in peso	Punto 3 % in peso	Elemento	Punto 1 % in peso	Punto 2 % in peso	Punto 3 % in peso
C	96,2	2,5	1,9	C	97,4	52,1	4,7
Si	1,8	0,8	-	Si	0,3	47,9	0,4
O	2,0	10,0	32,9	O	2,3	-	34,0
N	-	10,9	-	Cr	-	-	4,5
Cr	-	57,6	6,0	Fe	-	-	48,2
Fe	-	18,2	50,8	Ni	-	-	6,8
Ni	-	-	8,4	Mo	-	-	1,4
Totale	100,0	100,0	100,0	Totale	100,0	100,0	100,0

Tabella 16, risultato dell'analisi EDS nei punti 1, 2 e 3 indicati in Figura 5.141 (A) e dell'analisi EDS nei punti 1, 2 e 3 indicati in Figura 5.141 (B).

5.3.4.3.5 Comparazione dei risultati ottenuti con altri campioni

In questo paragrafo i dati tribologici ottenuti analizzando la seconda serie di campioni, dove lo strato LTC non è stato compromesso dalla lucidatura intermedia (vedi paragrafo 6.2), vengono confrontati con quelli ottenuti dalla prima serie di campioni e quelli ottenuti con gli stessi materiali ma in assenza del rivestimento a-C:H.

Confrontando tra loro la prima e la seconda serie di campioni in termini di coefficiente di attrito (Fig. 5.142) emergono comportamenti sostanzialmente simili contro entrambi gli antagonisti, con valori che presentano una maggiore dispersione per carichi bassi, ma che tendono a stabilizzarsi all'aumentare del carico normale.

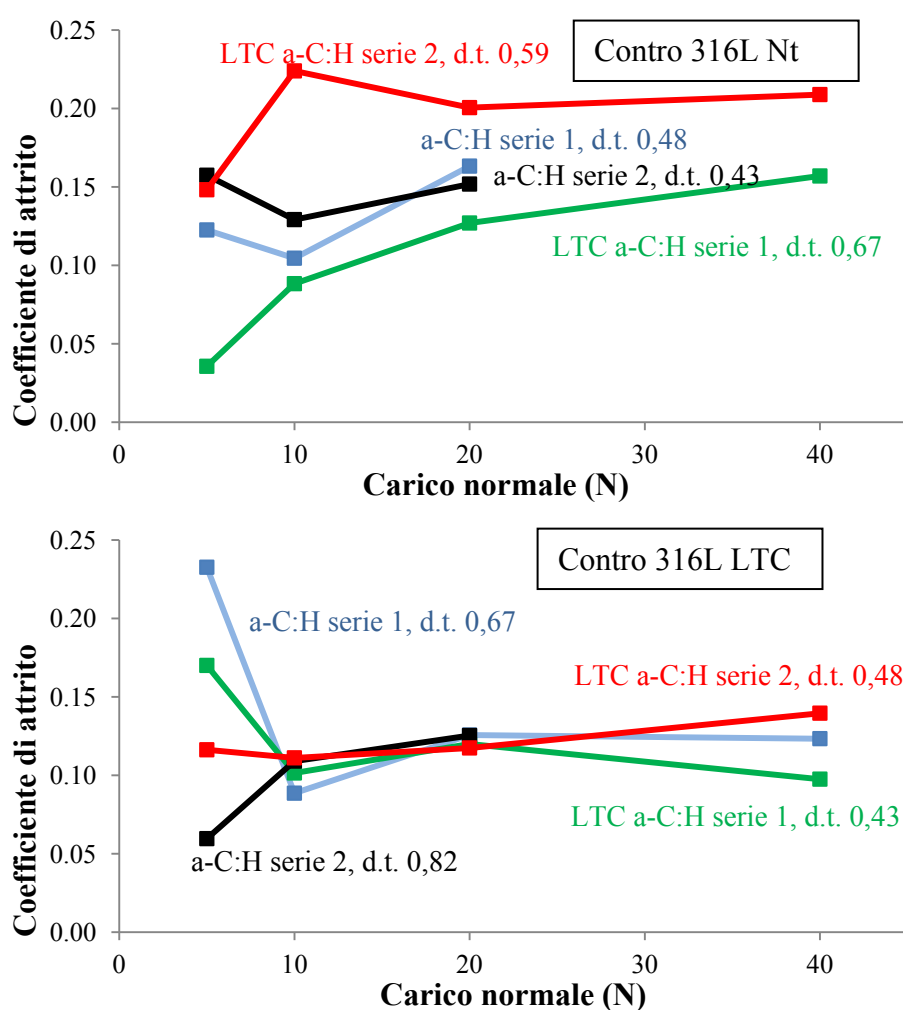


Figura 5.142 - confronto tra prima e seconda serie del coefficiente di attrito in funzione del carico normale contro antagonista in 316L (sopra) ed in 316L LTC (sotto). Sono riportati numericamente i valori di attrito dopo transizione (d.t.).

Confrontando i tassi di usura dopo transizione emerge come questi siano più elevati nel caso della seconda serie rispetto alla prima, a parità di trattamento, contro entrambi gli antagonisti (Fig. 5.143). La giustificazione di tale comportamento è probabilmente dovuta alla maggiore durezza dei detriti provenienti dai campioni rivestiti della seconda serie (Tabella 13), che porta ad un maggior consumo del materiale non rivestito dopo il cedimento del rivestimento. Nel caso dei campioni Nt a-C:H contro il cilindro in 316L LTC, si osserva non solo un maggiore tasso di usura a parità di carico di transizione, ma anche un carico di transizione inferiore.

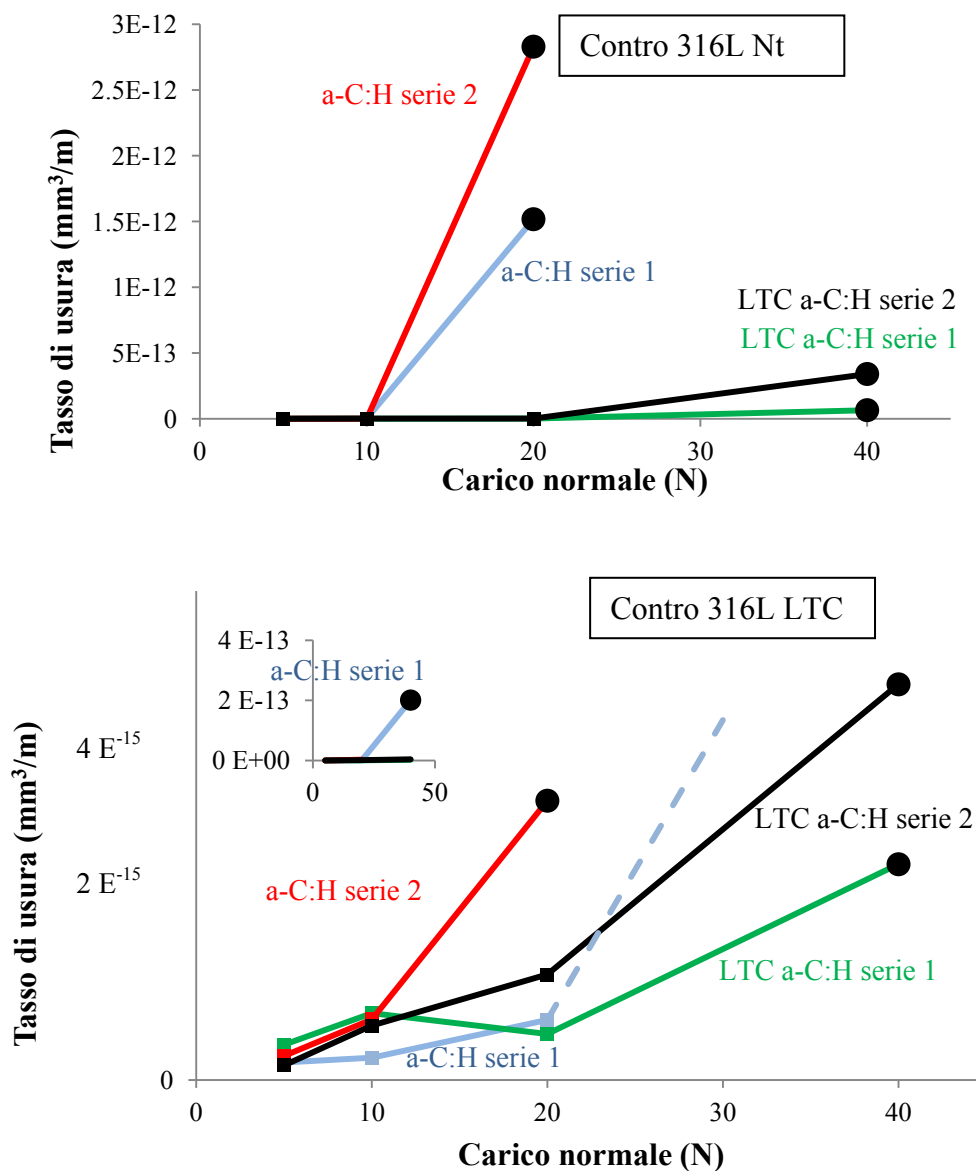


Figura 5.143 - tassi di usura in funzione del carico normale, per i campioni della prima e della seconda serie, contro antagonista in 316L (sopra) ed in 316L LTC (sotto). Sono evidenziati con un disco nero i tassi di usura delle prove in cui è avvenuta la transizione.

Anche in questo caso, probabilmente, il cedimento anticipato del rivestimento è dovuto all'incremento di durezza dello strato a-C:H, che risulta sfavorevole se non associato ad un incremento di capacità di supporto del carico da parte del substrato deformabile [37].

I risultati delle prove tribologiche contro substrati non rivestiti, invece, mostrano come il rivestimento a-C:H faccia diminuire fortemente il coefficiente di attrito sia contro l'antagonista in 316L (L0) che contro l'antagonista in 316L LTC (K0) (Fig. 5.144) rispetto ai corrispondenti materiali non rivestiti analizzati in una tesi precedente. Contro L0 il coefficiente di attrito passa da valori compresi tra 0,6 ed 1,1 per gli acciai 316L LTC e non trattato, a valori di circa 0,2 per i rispettivi campioni con rivestimento a-C:H.

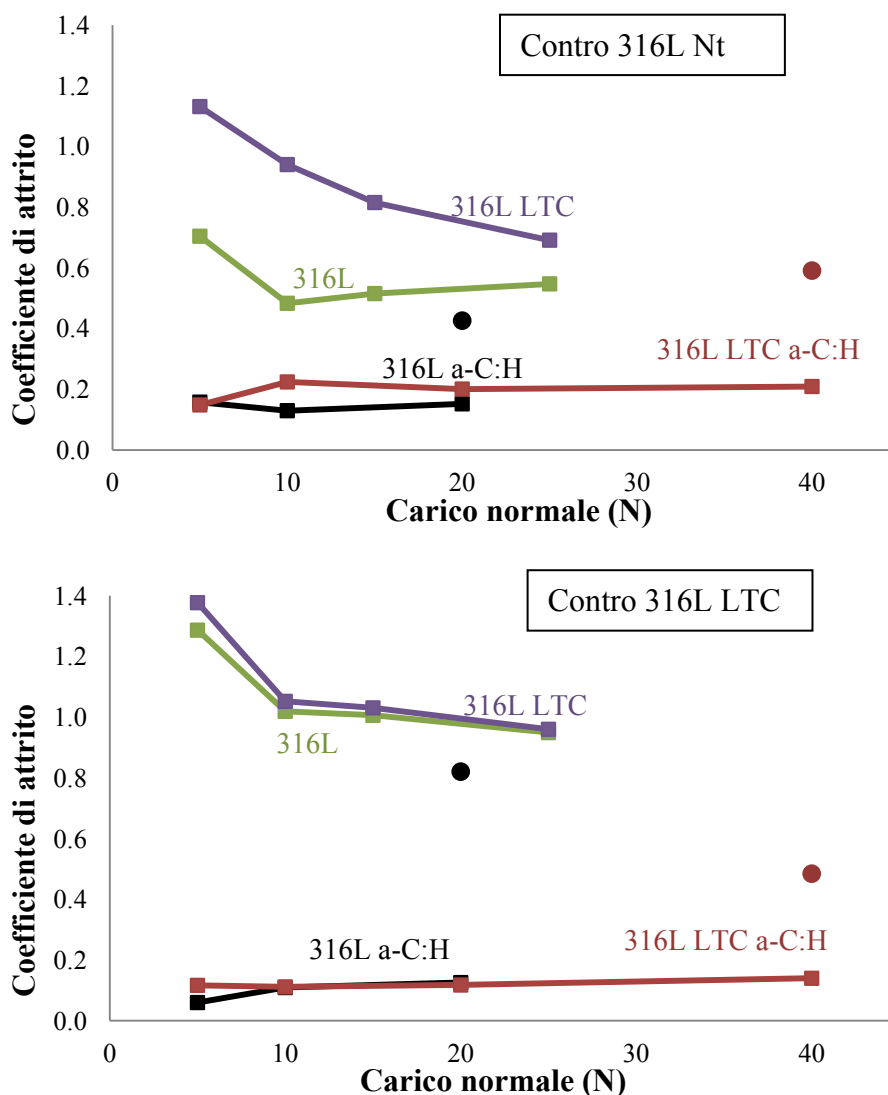


Figura 5.144 - effetto del rivestimento a-C:H sull'andamento del coefficiente di attrito in funzione del carico normale contro l'antagonista in 316L (sopra) ed in 316L LTC (sotto). I punti isolati corrispondono ai valori di coefficiente di attrito dopo la transizione che corrisponde a fine vita del rivestimento a-C:H.

Nel caso in cui anche l'antagonista sia cementato a bassa temperatura, la differenza aumenta ulteriormente, poiché gli acciai non rivestiti presentano coefficienti di attrito ancora più alti compresi tra 1,0 ed 1,4 mentre i campioni rivestiti a-C:H si attestano comunque intorno a circa 0,2. Dopo la transizione (cedimento del rivestimento a-C:H) il valore di attrito si innalza bruscamente portandosi al livello dei campioni non rivestiti, mantenendosi tutta via leggermente più basso, probabilmente a causa dell'effetto parzialmente lubrificante dei detriti grafitizzati provenienti dall'usura del rivestimento a-C:H. Si può infine notare come la transizione avvenga a 20 N per i campioni non trattati, mentre quest'ultima si manifesta soltanto a 40 N per i campioni LTC, indice questo che lo strato cementato a bassa temperatura svolge una funzione di supporto per lo strato a-C:H, estendendone la vita utile ad un più ampio intervallo di carico.

Analizzando le piste di usura prodotte sulle barrette da ogni prova si è potuto risalire ai tassi di usura che, per i campioni rivestiti a-C:H, si presentano circa di dieci ordini di grandezza inferiori sia contro l'antagonista L0 che contro K0 (Fig. 5.145). Nel caso dei campioni con rivestimento a-C:H l'ultimo punto è frutto di un comportamento ad usura misto: l'usura prima della transizione, infatti, è molto minore rispetto a quando il rivestimento a-C:H viene completamente asportato. Il motivo per cui si manifesta un così alto tasso di usura nella prova a 20 N dell'acciaio 316L a-C:H contro 316L è da ricercarsi proprio nel fatto che la transizione è avvenuta dopo un percorso inferiore rispetto alle altre prove, e quindi il contatto acciaio-acciaio si è protratto per un tempo maggiore. Occorre infine notare come l'usura risulti sempre minore contro il cilindro in 316L LTC: questo comportamento può essere spiegato per via della maggiore durezza di questo materiale che porta ad una fine frammentazione dei detriti di usura abrasivi provenienti dal rivestimento a-C:H, diminuendone così il potere abrasivo.

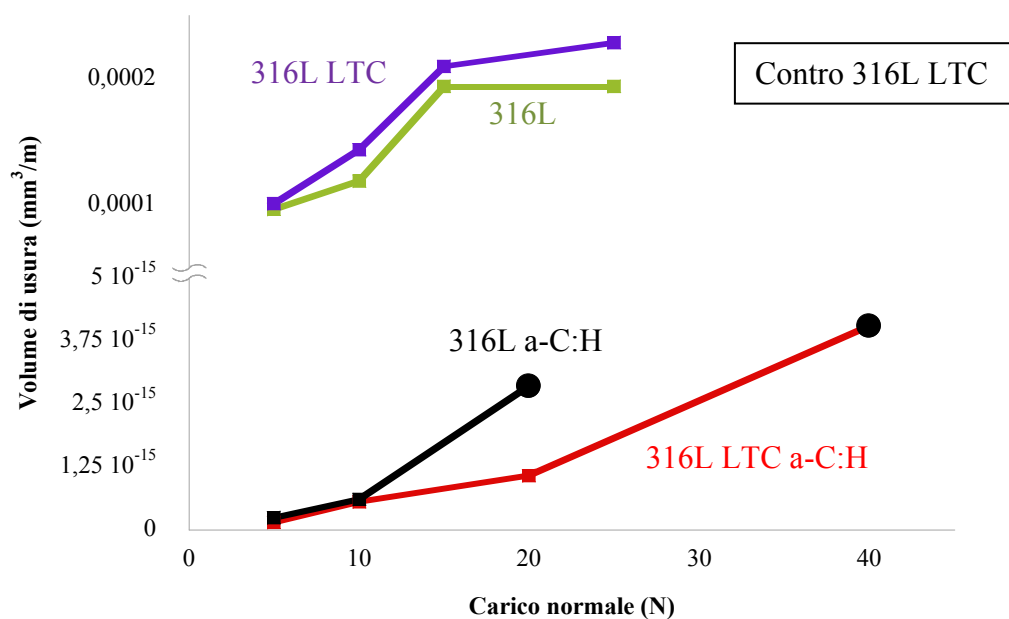
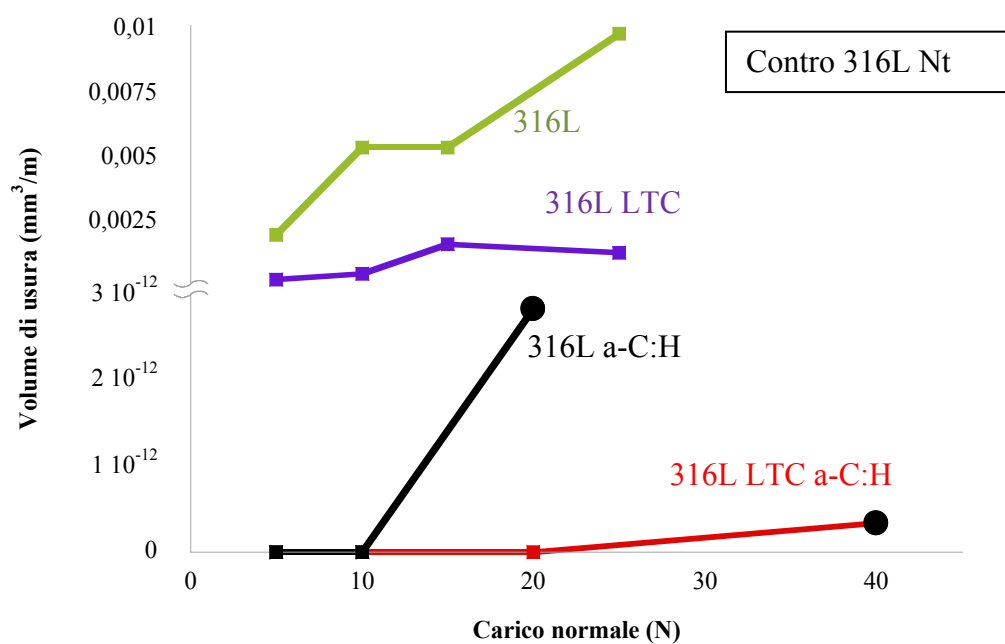


Figura 5.145 - effetto del rivestimento a-C:H sui tassi di usura in funzione del carico normale contro l'antagonista in 316L (sopra) ed in 316L LTC (sotto). Sono evidenziati con un cerchio i tassi di usura delle prove in cui è avvenuta la transizione.

5.3.5 Conclusioni

Grazie agli studi compiuti nell'ambito di questo progetto di tesi, in termini sia di caratterizzazione dei campioni che di analisi del comportamento tribologico, sull'acciaio AISI 316L cementato a bassa temperatura (LTC) con rivestimento a base di carbonio amorfo idrogenato (a-C:H), si sono potute trarre le seguenti conclusioni:

- La lucidatura dei campioni, necessaria a diminuire la rugosità superficiale per minimizzare la componente abrasiva dell'attrito durante le prove di strisciamento non lubrificato, deve essere effettuata prima del trattamento di cementazione a bassa temperatura. Tale passaggio infatti, volto a prevenire un eccessivo aumento di rugosità durante il trattamento LTC, non può essere effettuato dopo la cementazione per non comprometterne lo spessore efficace, a causa dell'impossibilità di controllare accuratamente la quantità di materiale asportato.
- Il trattamento di cementazione a bassa temperatura (LTC) risulta utile per migliorare la capacità del substrato di supportare il rivestimento a base di carbonio (a-C:H). Questo avviene grazie all'incremento di durezza del substrato stesso, dovuto alla formazione della fase di austenite espansa (*S-phase*) a seguito della sovrasaturazione con carbonio. La miglior capacità di supportare il rivestimento si ripercuote in un miglior comportamento tribologico, in termini di aumento del carico limite e di gradualità nell'usura del rivestimento, rispetto ai campioni non cementati. L'accoppiamento, inoltre, di campioni cementati con cilindri antagonisti cementati a loro volta, porta ad un ulteriore miglioramento delle caratteristiche descritte.
- L'utilizzo del rivestimento a base di carbonio amorfo idrogenato (a-C:H) si è dimostrato efficiente nel ridurre l'attrito (di oltre 5 ordini di grandezza) e l'usura (di circa 10 ordini di grandezza) rispetto ai rispettivi campioni non rivestiti.

In futuro sarà opportuno effettuare uno studio sullo spessore ottimale dello strato a-C:H, per determinare il miglior rapporto spessore/stress residuo, dato che, nelle prove tribologiche si osservano cedimenti adesivi a basso carico imputabili ad uno stress residuo troppo elevato.

Inoltre si potranno effettuare prove tribologiche contro cilindri cementati (LTC) e rivestiti con carbonio amorfo (a-C:H), in vista di ulteriori miglioramenti sia in termini di attrito ed usura che in termini di morfologia di cedimento del rivestimento.

BIBLIOGRAFIA

- [1] M. Gillham, R. Van der Jagt, B. Kolster: “*New case hardening process for austenitic stainless steel*”, Materials World 12 (1996) 460-462.
- [2] Bell T., *Surface Engineering of Austenitic Stainless Steel*. Surf. Eng. 2002;18(6):415-22.
- [3] Baranowska J., *Characteristic of the nitride layers on the stainless steel at low temperature*. Surf. Coat. Technol. 2004;180-181:145-9.
- [4] Li CX, Georges J, Li XY. *Active screen plasma nitriding of austenitic stainless steel*. Surf. Eng. 2002;18(6):453-8.
- [5] Nosei L, Avalos M, Gomez BJ, Nachez L, Feugeas J. *Stability under temperature of expanded austenite developed on stainless steel AISI 316L by ion nitriding*. Thin Solid Films 2004;468:134-41.
- [6] Wang L, Ji S, Sun J. *Effect of nitriding time on the nitrided layer of AISI 304 austenitic stainless steel*. Surf. Coat. Technol. 2006;200(16-17):5067-70.
- [7] Sun Y, *Kinetics of low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steels*. J. Mater. Process. Technol. 2005;168(2):189-94.
- [8] Tsujikawa M, Noguchi S, Yamauchi N, Ueda N, Sone T. *Effect of molybdenum on hardness of low-temperature plasma carburized austenitic stainless steel*. Surf. Coat. Technol. 2007;201(9-11):5102-7.
- [9] Van der Jagt RH, Kolster BH, Gillham MWH. *Anti-wear/corrosion treatment of finished austenitic stainless steel components: the Hardcor process*. Mater. Des. 1991;12(1):41-6.
- [10] Bos MJ, *Case hardening of austenitic stainless steel pump components*. World Pumps 1998;3:30-4.
- [11] Rey O, Jacquot P. *Kolsterising: hardening of austenitic stainless steel*. Surf. Eng. 2002;18(6):412-4.
- [12] Aoki K, Kitano K. *Surface Hardening For Austenitic Stainless Steels Based On Carbon Solid Solution*. Surf. Eng. 2002;18(6):462-4.

- [13] Cao Y, Ernst F, Michal G. *Colossal carbon supersaturation in austenitic stainless steels carburized at low temperature*. Acta Mater. 2003;51:4171-81.
- [14] Sun Y, Bell T, Kolosvary Z, Flis J. *Response of austenitic stainless steels 435 to low temperature plasma nitriding*. Heat Treat. Met. 1999;26:9-16.
- [15] Ceschini L, G. Minak G. *Fatigue behaviour of low temperature carburized AISI 316L austenitic stainless steel*. Surf. Coat. Technol. 2008;202:1778-84.
- [16] Tokaji K, Kohyama K, Akita M. *Fatigue behaviour and fracture mechanism of a 316 stainless steel hardened by carburizing*. Int. J. Fatigue 2004;26:543-51.
- [17] D. L. Burris, W. G. Sawyer (2006), "A low friction and ultra low wear rate PEEK/PTFE composite" Vol. 261, p 410-418.
- [18] L. C. Seabra, A. M. Baptista (2002) "Tribological behaviour of food grade polymers against stainless steel in dry sliding and with sugar" wear Vol. 253, p 394-402.
- [19] K. Holmberg, A. Matthews (2009), *Coatings Tribology: Properties, Mechanisms, Techniques and Applications in Surface Engineering*, Elsevier.
- [20] J. Fontaine, C. Donnet, A. Erdemir, «*Foundamentals of the tribology of DLC Coatings*,» in Tribology of diamond-like carbon films, Springer, 2008.
- [21] Verein Deutscher Ingenieure, *VDI 2840, Kohlenstoffsichten Grundlagen, Schichttypen und Eigenschaften*, 2005.
- [22] A. Grill, «*Diamond-like carbon: state of the art*,» Diamond and related materials, n. 8, pp. 428-434, 1999.
- [23] S. Neuville, A. Matthews, «*A perspective in the optimisation of hard carbon and related coatings for engineering applications*,» Thin solid Films, pp. 6619-6653, 2007.
- [24] J. Robertson, «*Diamond-like amorphous carbon*,» Reports: a review journal, n. 37, pp. 129-281, 2002.
- [25] G. Straffelini, *Attrito e usura, metodologie di progettazione e controllo*, Milano: Tecniche nuove Editore, 2005.
- [26] M. Kano, «*Super low friction of DLC applied to engine cam follower lubricated with ester-containing oil*,» Tribology international, n. 39, pp. 1682 - 1685, 2006.
- [27] J. Barbieri, *Cementazione a bassa temperatura e deposizione PACVD di carbonio amorfo (a-C:H) su AISI 316L: studio della microstruttura e del comportamento tribologico*, Ingegneria meccanica, Bologna, 2012.

- [28] P. J. Kelly, R. D. Arnell, «*Magnetron sputtering: a review of recent developments and applications,*» Vacuum, n. 56, pp. 159 - 172, 2000.
- [29] T. Bell, «*Surface engineering of austenitic stainless steel,*» Surface engineering, vol. 18, n. 6, pp. 415 - 422, 2002.
- [30] International Organization for Standardization, *ISO 20502* (2005), *Fine ceramics* (advanced ceramics, advanced technical ceramics) — *Determination of adhesion of ceramic coatings by scratch testing.*
- [31] K. Holmberg, A. Matthews, *Coatings tribology, properties, mechanisms, techniques and applications in surface engineering*; Second edition, Elsevier, 2009.
- [32] A. C. Ferrari, «*Non-destructive Characterisation of Carbon Films,*» in *Tribology of Diamond-like Carbon Films. Fundamentals and Applications*, New York, Springer, 2009, pp. 25-82.
- [33] W. Gou, G. Li, X. Chu, B. Zhong, «*Effect of negative self-bias voltage on microstructure and properties of DLC films deposited by RF glow discharge,*» Surface and coatings technology, n. 201, pp. 5043-5045, 2007.
- [34] C. Martini, L. Ceschini, B. Casadei, I. Boromei, J. B. Guion, «*Dry sliding behaviour of hydrogenated amorphous carbon (a-C:H) coatings on Ti-6Al-4V,*» Wear, vol. 271, pp. 2025 - 2036, 2011.
- [35] I. M. Hutchings, *Tribology: friction and wear of engineering materials*, Edward Arnold, 1992.
- [36] S. J. Bull, E.G. Berasetegui, «*An overview of the potential of quantitative coating adhesion measurement by scratch testing,*» Tribology international, n. 39, pp. 99 - 114, 2006.
- [37] R. P. C. C. Statuti, P. A. Radi, L. V. Santos, V. J. Trava-Airoldi, «*A tribological study of the hybrid lubrication of DLC films with oil and Water,*» Wear, vol. 267, pp. 1208-1213, 2009.

CONCLUSIONI

Questo percorso di dottorato ha messo in luce l'importanza di una progettazione tribologica. Un corretto approccio tribologico, infatti, garantisce un prolungato e corretto funzionamento di tutti i corpi a contatto che costituiscono un macchinario, limitando al massimo le operazioni di manutenzione e soprattutto riducendo le rotture dei componenti e tutti i relativi costi annessi.

L'obiettivo di questa tesi è stato quello di valutare il comportamento tribologico di sistemi tribologici complessi di interesse industriale, di individuare i principali meccanismi di usura mediante *failure analysis* e di valutare soluzioni alternative mediante prove di laboratorio che fossero in grado di ridurre il coefficiente d'attrito e i tassi di usura dei materiali analizzati. In particolare sono stati studiati i seguenti sistemi tribologici:

- Maglie in acciaio per macchine movimentazione terra,
- Motori idraulici,
- Macchine automatiche per il dosaggio delle polveri farmaceutiche.

Nello studio relativo alle maglie per macchine movimentazione terra è stato confrontato il comportamento tribologico relativo allo strisciamento a secco, contro antagonista in acciaio 100Cr6, di un convenzionale acciaio da bonifica (l'acciaio al boro 35KB-2) con quello di diversi acciai microlegati a medio tenore di C: l'acciaio microlegato al vanadio 30MnVS6 e l'acciaio microlegato Imamic ad elevato contenuto di silicio. In relazione all'esito delle prove tribologiche è stato possibile affermare che l'acciaio da bonifica 35KB-2 e l'acciaio microlegato 30MnVS6 presentano un comportamento tribologico sostanzialmente analogo.

L'acciaio microlegato Imamic ad alto contenuto di silicio mostra, invece, migliori prestazioni per quanto riguarda la resistenza ad usura e risulta pertanto sostituibile, in termini tribologici, all'acciaio da bonifica. È importante sottolineare che per poter realizzare tale sostituzione vanno considerate anche altre importanti caratteristiche meccaniche, quali resistenza a snervamento e rottura, durezza, tenacità e soprattutto resistenza a fatica, che risultano determinanti per l'impiego in applicazioni ad elevata affidabilità.

Nell'ambito dell'analisi svolta sui motori idraulici la *failure analysis* effettuata sui componenti sottoposti alle prove a banco, effettuate in condizioni di carico e velocità costanti, per diversi percorsi di strisciamento, ha evidenziato la criticità della coppia tribologica. Il meccanismo di usura prevalente è quello abrasivo a due corpi: dal rivestimento AFS depositato sull'albero motore si staccano particelle dure come l'allumina ($\text{Al}_2\text{O}_3 \sim 1360 \text{ HV}_1$) o l'ossido di titanio ($714\text{-}1122 \text{ HV}_1$) che abradono sia l'antagonista (cilindro cementato $\sim 800 \text{ HV}_1$) che la matrice a base nichel del rivestimento ($<400 \text{ HV}_{0.3}$).

Le prove tribologiche di strisciamento a in assenza nominale di lubrificazione sono state in grado di riprodurre il meccanismo di usura identificato dalla *failure analysis*, di valutare l'influenza delle condizioni di strisciamento sull'usura dei componenti e di individuare, inoltre, potenziali soluzioni alternative per i materiali a contatto. Una possibile soluzione per limitare il distacco di frammenti dal rivestimento, e ridurre quindi l'usura, potrebbe essere l'utilizzo di rivestimenti a maggiore densità e con minor contenuto di prodotti di ossidazione di elevata durezza. In particolare sono attualmente in corso prove tribologiche per valutare il potenziale di tecniche APS a base Ni – Mo e Cu/Al da utilizzare in alternativa al rivestimento AFS a base Ni attualmente impiegato. I primi dati mostrano che il rivestimento APS a base Ni risulta il più performante in termini di resistenza all'usura.

Un altro aspetto interessante è emerso dallo studio dei contatti tribologici di due componenti di una macchina automatica per il dosaggio di polveri farmaceutiche. La *failure analysis* del tribosistema ha evidenziato la criticità del rivestimento di Cr a spessore in corrispondenza dei fori sul disco di dosaggio (AISI 316L) e un'usura interamente a carico delle lamelle di tenuta in acciaio inossidabile AISI 301. Questo conduce ad un inquinamento della polvere farmaceutica da parte dei detriti di usura, provenienti sia dalle lamelle che dal rivestimento di Cr a spessore del disco di dosaggio e alla necessità di una periodica sostituzione delle lamelle.

Le analisi svolte, mediante prove tribologiche di strisciamento a secco con carico variabile (5-20N), su possibili alternative al rivestimento in Cr a spessore hanno evidenziato quanto segue:

- A. Tra le alternative proposte mediante l'approccio A (***AISI 316L rivestito/trattato vs. AISI 301***), il **trattamento LTC** applicato su AISI 316L porta ai più bassi tassi di usura, confrontabili con quelli prodotti dal rivestimento di Cr a spessore.

B. Per la Soluzione B (*Polimeri vs. AISI 316L non rivestito*), il **PEEK** mostra tassi di usura più bassi o confrontabili con la coppia tribologica attuale, nell'intero campo dei carichi applicati.

Per quanto riguarda l'analisi di tecniche innovative di modificazione superficiale dell'acciaio inossidabile austenitico AISI 316L, l'esecuzione di un trattamento di cementazione a bassa temperatura (LTC) garantisce una riduzione dei tassi d'usura, in particolare se applicato su entrambi i corpi a contatto e risulta utile per migliorare la capacità del substrato di supportare il rivestimento a base di carbonio (a-C:H) se applicato. Questo avviene grazie all'incremento di durezza del substrato stesso, dovuto alla formazione della fase di austenite espansa (*S-phase*) a seguito della sovrasaturazione con carbonio. La miglior capacità di supportare il rivestimento si ripercuote in un miglior comportamento tribologico, in termini di aumento del carico limite e di gradualità nell'usura del rivestimento, rispetto ai campioni non cementati. L'accoppiamento, inoltre, di campioni cementati con cilindri antagonisti cementati a loro volta, porta ad un ulteriore miglioramento delle caratteristiche descritte.

L'utilizzo del rivestimento a base di carbonio amorfo idrogenato (a-C:H) si è dimostrato efficiente nel ridurre l'attrito (di oltre 5 ordini di grandezza) e l'usura (di circa 10 ordini di grandezza) rispetto ai rispettivi campioni non rivestiti.

In futuro sarà opportuno effettuare uno studio sullo spessore ottimale dello strato a-C:H, per determinare il miglior rapporto spessore/stress residuo, dato che, nelle prove tribologiche si osservano cedimenti adesivi a basso carico imputabili a tensioni residue troppo elevate.